

**TRIP800 / DP800 / DP600 ÇELİKLERİNİN  
LAZER KAYNAK KABİLİYETİNİN  
İNCELENMESİ**

**2014  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Cem Kadir OVALI**

**TRIP800/DP800/DP600 ÇELİKLERİNİN LAZER KAYNAK  
KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ**

**Cem Kadir OVALI**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı  
Yüksek Lisans Tezi Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Ocak 2014**

Cem Kadir OVALI tarafından hazırlanan “TRIP800/DP800/DP600 ÇELİKLERİNİN LAZER KAYNAK KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 17/01/2014

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Bilge DEMİR(KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Nurettin ELTUĞRAL (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT (KBÜ)

...../...../2014

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Mustafa BOZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Cem Kadir OVALI



## **ÖZET**

**Yüksek Lisans Tezi**

### **TRIP800 / DP800 / DP600 ÇELİKLERİNİN LAZER KAYNAK KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ**

**Cem Kadir OVALI**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT**

**Ocak 2014, 74 Sayfa**

Çalışmanın hedefi ticari olarak satın alınmış olan TRIP 800 / DP 800 / DP 600 çeliklerini Lazer kaynak yöntemi kullanılarak birbirleriyle dissimilar kaynaklı bağlantılarını incelemektir. Bu amaçla TRIP 800 çeliğinin DP 800 ve DP 600 çelikleri ile Lazer kaynak bağlantısı sonucu elde edilen mekanik ve mikroyapı sonuçları karşılaştırılmıştır. Birleştirilen numunelere çekme, sertlik ve farklı sıcaklıklarda darbe deneyi uygulanmış, kaynak bölgesinin mikrosertlik değerleri alınmıştır. Kaynak bölgesindeki mikroyapılar incelenmiştir. Çekme deneyi sonucunda kopan yüzeylerin kırık yüzeylerinin SEM fotoğrafları alınmıştır. Sonuç olarak kaynaklı bağlantıların en sert bölgesinin kaynak metali olduğu görülmüştür. ITAB genişliğinin TRIP 800 çelik tarafında daha geniş olduğu tespit edilmiştir.

**Anahtar Sözcükler** : TRIP çeliği, DP 800 çeliği, DP600 çeliği, lazer kaynağı.  
**Bilim Kodu** : 915.3.019

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **THE INVESTIGATION OF TRIP800/DP800/DP600 STEELS WELDABILITY OF LASER WELDING**

**Cem Kadir OVALI**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Assist. Prof. Dr. Fatih HAYAT**

**January 2014, 74 pages**

The aim of the study is analyzing TRIP 800 / DP800 / DP600 steels which are bought for commercial purpose (by using laser welding method) intercourse of dissimilar welded joint of each other. For this aim the results acquired by welding TRIP 800 steel and DP800 and DP600 of mechanic and microstructure results were compared. Composite steels were applied strenght tensile test and the value of hardness of weld zone was taken. Microstructures which are stated on the weld zone were analyzed. As a result of strength tensile test, fractured surface's SEM photographs were taken. It was seen that the most solided part of the welding material is welding metal. It was determined that the width of ITAB is wider on the side of TRIP 800 steel.

**Key Word** : TRIP steel, DP600 steel, DP800 steel, laser welding.

**Science Code** : 915.3.019

## TEŐEKKÖR

Yüksek Lisans Tez çalıőmalarım süresince yardımları ile beni yönlendiren danışman hocam Sn. Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT'a ve manevi yardımlarından dolayı Bilge DEMİR' e, ayrıca çalışmada kullanılan numunelerin testlerinin yapılmasında istifade ettiğim Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalografi Malzeme Laboratuvarına ve Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsüne ve maddi desteklerinden dolayı Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Destekleme Ofisine teőekkörü bir borç bilirim.

Maddi ve manevi hiçbir yardımı esirgemedен yanımda olan sevgili aileme tüm kalbimle teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	vii
İÇİNDEKİLER .....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xv
BÖLÜM 1. ....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2. ....	3
TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ .....	3
2.1. GİRİŞ.....	3
2.2. TERMO-MEKANİKSEL İŞLEMLER .....	6
2.3. TRIP ÇELİĞİNİN ÜRETİMİ .....	8
BÖLÜM 3. ....	10
ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER VE ÖZELLİKLERİ .....	10
3.1. GİRİŞ.....	10
3.2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ .....	14
3.3. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMİ .....	16
3.4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN AVANTAJLARI VE UYGULAMA ALANLARI .....	20
BÖLÜM 4. ....	24
GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN VE OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI ..	24
4.1. GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI.....	24

	<b><u>Sayfa</u></b>
4.1.1. Genel Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti .....	24
4.1.1.1. Karbon Eşdeğeri .....	27
4.1.2. Kaynakta Isı Girdisi .....	27
4.1.3. Kaynak Bölgesinin Yapısı .....	29
4.1.3.1. Ergime Bölgesi .....	29
4.1.3.2. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge(ITAB).....	30
4.1.3.3. İnküzyonların Tesiri .....	30
BÖLÜM 5. ....	31
LAZER KAYNAĞI VE ÖZELLİKLERİ. ....	31
5.1. LAZER KAYNAĞI .....	31
5.2. LAZER KAYNAĞI TARİFİ VE ÖNEMİ .....	36
5.2.1. Lazer Kaynağının Tarifi.....	36
5.2.2. Lazer Kaynağının Önemi .....	37
5.3. LAZER KAYNAK YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI .....	37
BÖLÜM 6. ....	38
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	38
6.1. GİRİŞ.....	38
6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİ .....	38
6.3. KAYNAK İŞLEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ.....	39
6.3.1. Kaynak İşlemi .....	39
6.3.2. Kaynak Parametreleri.....	39
6.4. KAYNAKLI PARÇALARDAN NUMUNELERİNİN KESİLMESİ .....	40
6.5. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU .....	40
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU(SEM) İNCELEMESİ.....	41
6.7. SERTLİK TESTİ.....	41
6.8. ÇENTİK DARBE DENEYİ.....	43
6.9. ÇEKME DENEYİ NUMUNESİNİN HAZIRLANMASI VE UYGULANMASI.....	43
6.9.1. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi .....	43

	<b><u>Sayfa</u></b>
BÖLÜM 7. ....	46
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA. ....	46
7.1. METALOGRAFİK SONUÇLARI.....	46
7.1.1. Mikroyapı İncelemeleri Sonuçları .....	46
7.2. KIRILMA VE KOPMA YÜZEYLERİNİN SEM İNCELEMELERİ .....	53
7.2.1. Kırık Yüzey SEM Görüntüleri .....	53
7.2.2. TRIP800/DP600 Bağlantısının Kırık Yüzey SEM Görüntüleri .....	53
7.2.3. TRIP800/DP800 Bağlantısının Kırık Yüzey SEM Görüntüleri .....	56
7.3. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI.....	60
7.4. ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLAR .....	62
7.4.1. Mikroyapı İncelemeleri Sonuçları .....	62
7.5. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI .....	64
BÖLÜM 8. ....	68
SONUÇ VE ÖNERİLER. ....	68
8.1. SONUÇLAR .....	68
KAYNAKLAR .....	69
ÖZGEÇMİŞ .....	74

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. TRIP çeliğine ait iç yapı görüntüsü .....	3
Şekil 2.2. HSLA 350/450, DP 350/600 ve TRIP 350/600 çeliklerine ait gerilim gerinim eğrileri .....	5
Şekil 2.3. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması .	8
Şekil 2.4. TRIP çeliklerinin üretim şemaları .....	9
Şekil 3.1. Çift-fazlı çelikte ferrit ve martensitin görünüşü .....	10
Şekil 3.2. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martensit birim kafesi .....	11
Şekil 3.3. Çift-fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait gerilme birim şekil değiştirme eğrileri .....	12
Şekil 3.4. Çift-fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması .....	13
Şekil 3.5. Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi .....	15
Şekil 3.6. Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift-fazlı bir çelik .....	17
Şekil 3.7. Çift-faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi. ....	18
Şekil 3.8. Farklı çift-faz ısıtma işlem teknikleri sonucu elde edilen mikro yapılar .....	18
Şekil 3.9. Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem ile elde edilmiş ferrit (Açık renk), martensit (Koyu renk) mikroyapısı 1000 X büyütme .....	20
Şekil 3.10. Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift-fazlı çeliğe ait mukavemet yüzde uzama grafikleri .....	21
Şekil 4.1. Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi.....	24



Şekil 4.2.	Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (kaynakta düzlemsel sıcaklık alan örnekleri) .....	28
Şekil 4.3.	Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (Kaynakta hacimsel sıcaklık alan örnekleri) .....	28
Şekil 4.4.	H60 çeliği için a) ZSD ve b) Kaynak-ZSD diyagramlarının karşılaştırılması .....	29
Şekil 4.5.	Östenit tane boyutuna bağlı olarak tane sınırı ferrit oranı değişimi.....	30
Şekil 5.1.	Lazer kaynak yönteminin şematik gösterimi .....	31
Şekil 5.2.	Lazer ışınının güç yoğunluğuna bağlı olarak sınıflandırılması.....	33
Şekil 5.3.	Lazer iletim kaynağı.....	33
Şekil 5.4.	Lazer iletim kaynağı ve nüfuziyet kaynağı .....	34
Şekil 5.5.	Lazer nüfuziyet kaynağı.....	35
Şekil 5.6.	Lazer nüfuziyet kaynağının üç boyutlu gösterimi .....	35
Şekil 6.1.	Lazer kaynaklı bağlantıların kaynak planı .....	39
Şekil 6.2.	Kaynaklı plakalardan deney parçalarının çıkarılma planı.....	40
Şekil 6.3.	Deneylerde kullanılan optik mikroskop .....	41
Şekil 6.4.	SCHIMATHSU marka sertlik ölçüm cihazı .....	42
Şekil 6.5.	Yatay ekseninde TRIP800-DP800 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar...42	
Şekil 6.6.	Yatay ekseninde TRIP800-DP600 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar...42	
Şekil 6.7.	Çentik darbe deneylerinin yapıldığı test cihazı .....	43
Şekil 6.8.	Su Jeti kesim ile hazırlanmış çekme deneyi numuneleri.....	44
Şekil 6.9.	40 Ton Kapasiteli LANDMARK Marka çekme cihazı.....	45
Şekil 6.10.	Su jeti ile kesilmiş olan çekme ve darbe çentik numuneleri gösterimi ...	45
Şekil 6.11.	Su jeti ile kesilmiş olan çekme ve darbe çentik numuneleri .....	45
Şekil 7.1.	DP600/TRIP800 Kaynak bölgesi 50X mikroyapı görüntüsü .....	46
Şekil 7.2.	DP600/TRIP800 Kaynak bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü .....	47
Şekil 7.3.	DP600/TRIP800 ITAB bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü .....	47
Şekil 7.4.	DP600/TRIP800 ITAB bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü .....	48
Şekil 7.5.	DP600/TRIP800 kaynak bölgesi 500X mikroyapı görüntüsü.....	48
Şekil 7.6.	DP600/TRIP800 kaynak bölgesi 1000X mikroyapı görüntüsü.....	49
Şekil 7.7.	DP600/TRIP800 kaynak bölgesi 2000X mikroyapı görüntüsü.....	49
Şekil 7.8.	DP800/TRIP800 kaynak bölgesi 50X mikroyapı görüntüsü.....	50
Şekil 7.9.	DP800/TRIP800 kaynak bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü .....	50

## Sayfa

Şekil 7.10. DP800/TRIP800 ITAB bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü.....	51
Şekil 7.11. DP800/TRIP800 ITAB bölgesi 200X mikroyapı görüntüsü.....	51
Şekil 7.12. DP800/TRIP800 kaynak bölgesi 500X mikroyapı görüntüsü. ....	52
Şekil 7.13. DP800/TRIP800 kaynak bölgesi 1000X mikroyapı görüntüsü .....	52
Şekil 7.14. DP800/TRIP800 kaynak bölgesi 2000X mikroyapı görüntüsü .....	53
Şekil 7.15. TRIP800/DP600 bağlantının 500X SEM görüntüleri .....	54
Şekil 7.16. TRIP800/DP600 bağlantının 5000X SEM görüntüleri .....	55
Şekil 7.17. TRIP800/DP800 bağlantının 500X SEM görüntüleri .....	56
Şekil 7.18. TRIP800/DP800 bağlantının 5000X SEM görüntüleri .....	57
Şekil 7.19. TRIP800/DP800 bağlantının ITAB 500X SEM görüntüleri.....	58
Şekil 7.20. TRIP800/DP800 bağlantının ITAB5000X SEM görüntüleri .....	59
Şekil 7.21. TRIP800-DP800 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar .....	60
Şekil 7.22. TRIP800-DP600 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar .....	60
Şekil 7.23. Yatay ekseninde alınan sertlik ölçüm sonuçları. ....	61
Şekil 7.24. Çentik darbe deneyi darbe mukavemeti sonuçları .....	63
Şekil 7.25. Çentik darbe deneyi sonucu kopan numune fotoğrafı.....	63
Şekil 7.26. DP600/TRIP800(R) numunesine ait MPa Gerilme / % uzama eğrisi.....	64
Şekil 7.27. DP800/TRIP800(R) numunesine ait MPa Gerilme / % uzama eğrisi.....	64
Şekil 7.28. DP600/TRIP800(UR) numunesine ait MPa Gerilme / % uzama eğrisi ..	65
Şekil 7.29. DP800/TRIP800(UR) numunesine ait MPa Gerilme / % uzama eğrisi...	65
Şekil 7.30. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı.....	66
Şekil 7.31. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı.....	66
Şekil 7.32. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı.....	67

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<b><u>Sayfa</u></b>
Çizelge 3.1. Ticari çift-fazlı çelik ve kompozisyonları.....	14
Çizelge 3.2. Çift-fazlı çeliklerin uygulama alanları .....	23
Çizelge 4.1. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler .....	26
Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına göre kimyasal bileşimi.....	38
Çizelge 6.2. Lazer kaynak makinesinde kullanılan parametreler .....	39
Çizelge 7.1. Sertlik ölçüm sonuçları .....	60
Çizelge 7.2. Çentik darbe deney sonuçları.....	62

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

$Cr_{eş}$	: krom eşdeğerliliği
$Ni_{eş}$	: nikel eşdeğerliliği
Ag	: gümüş
Al	: alüminyum
Ar	: argon
Au	: altın
Cu	: bakır
Mo	: molibden
Ni	: nikel
erf(z)	: hata işlevi
$\gamma$	: birim hacim ağırlığı
$\theta$	: kutupsal açı
$\sigma$	: normal gerilme
$\sigma_c$	: tek eksenli basınç dayanımı

## **KISALTMALAR**

AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika demir ve çelik enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: American Welding Society (Amerika kaynak topluluğu)
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman endüstri normları)
EN	: Avrupa Normu
IIW-IIS	: Uluslararası Kaynak Enstitüsü
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
MIG	: Metal Inert Gas (Metal soy gaz)
TIG	: Tungsten Inert Gas (Tungsten soy gaz)
TS	: Türk standardı
TRIP	: Transformation Induced Plasticity Steels
DP	: Çift-Fazlı Çelik

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Endüstride sünekliğin sınırlı olmasıyla şekillendirilebilirliğin zayıf olması genel bir sorundur. Bugün otomotiv sektöründe yüksek mukavemetli ve şekillendirilebilirliği iyi olan çift-fazlı çelikler kullanılmaktadır. 1980'lerin başlarında kullanılmaya başlıyan ve Otomobil imalatında geniş bir yer tutan çift-fazlı çelikler süneklikten ödün vermeden mukavemetin artırılmasıyla bugüne kadar gelmiştir. Ancak yapılan çalışmalarla optimum mekanik özellikler elde edebilmek için termo-mekanik işlemlerle mekanik özellikleri yükseltile ve şekillendirme kabiliyetleri daha iyi olan TRIP çelikleri geliştirilerek otomotiv sektöründe çift-fazlı çeliklerin önüne geçmeye başlamıştır.

TRIP çeliklerinin otomotiv sektöründe yeni bir pazar oluşturması münasebetiyle, bu çeliklerin kaynaklı birleştirme kabiliyetlerinin araştırılmasının önemi de artmıştır. Şimdiye kadar yapılmış olan çalışmalar incelendiğinde TRIP çeliklerinin nokta direnç kaynağı, MAG gazaltı kaynağı, TIG kaynağı ve lazer kaynak yöntemiyle birleştirilerek, kaynak kabiliyetleri belirlenmeye çalışılmış, optimum kaynak ve kaynak parametrelerinin neler olabileceği hakkında çalışmalar halen devam etmektedir.

Konvansiyonel kaynak yöntemlerine oranla Lazer kaynağı, yüksek miktarda enerjinin küçük noktalara odaklanabilmesi ve lazer ışınının kolaylıkla yönlendirilebilmesi nedeniyle oldukça ileri bir kaynak yöntemidir. İnce sacların birleştirilmesinde önemli bir yer oluşturan Lazer kaynak yöntemiyle TRIP800 /DP800 /DP600 çelik saclarının dissimilar birleştirilmesiyle ilgili detaylı bilginin var olmadığı ve bu nedenle bu tez çalışmasında TRIP800/DP800/DP600 çeliği Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilerek, birleştirme mukavemeti ve kaynak bölgesinin mikroyapısının incelenmesi amaçlanmıştır.

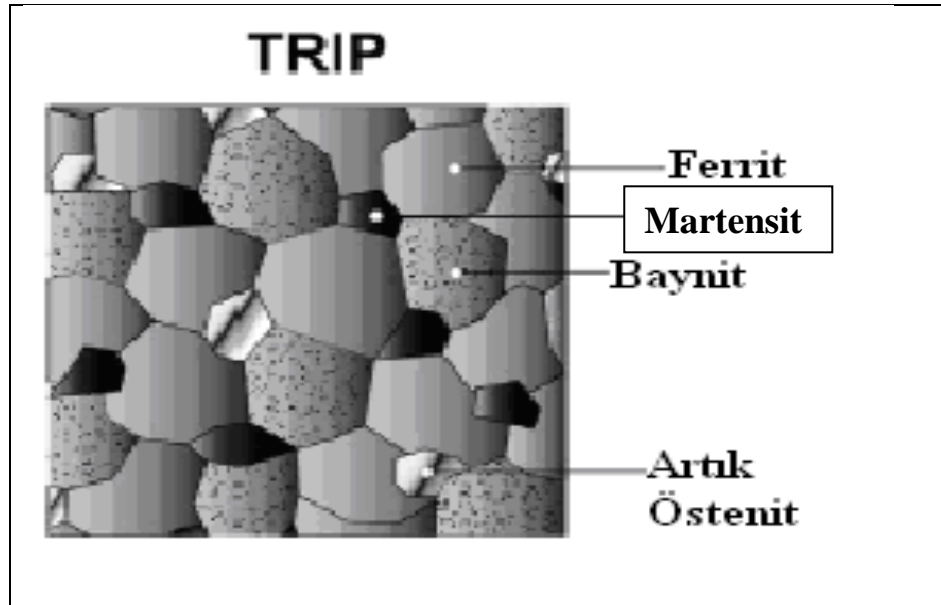
Bu çalışma otomobil endüstrisinde kullanımı günden güne artan TRIP ve DP çeliklerin yine bu endüstri dalında yoğun bir şekilde kullanılan lazer kaynak işlemleri dissimilar kaynak kabiliyetleri irdelenmek istenmektedir. Bu sayede otomobil üretimi esnasında farklı mekanik özelliklere sahip çeliklerin dissimilar bağlantı özellikleri kıyaslanacaktır.

## BÖLÜM 2

### TRIP ÇELİKLERİ VE ÖZELLİKLERİ

#### 2.1. GİRİŞ

“Transformation Induced Plasticity” adını anlaşılacağı gibi kelimelerin ilk harflerinden alan TRIP çeliği, mikroyapıda ferrit matris içinde, beyrit ve kalıntı östenit içerdiğinden üç fazın da belli oranlarda üstün mekanik özellikleri sergilemiş olduğu çelik türüdür (Şekil 2.1) [1-4]. Bu çelik türü uygun termo-mekaniksel işlemlerle yapıdaki kalıntı östenit, sıcaklık ve deformasyonun etkisiyle, martensite dönüşür [3].



Şekil 2.1. TRIP çeliğinin mikroyapı görüntüsü.

Çelikler üzerine yapılan çalışmalarda, karbon ve karbür yapıcı alaşım elementleri içeren östenit fazının oda sıcaklığının üzerinde fakat yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapısal değişime uğrayabildikleri belirlenmiştir. Yüksek dayanımlı şekillendirilmiş



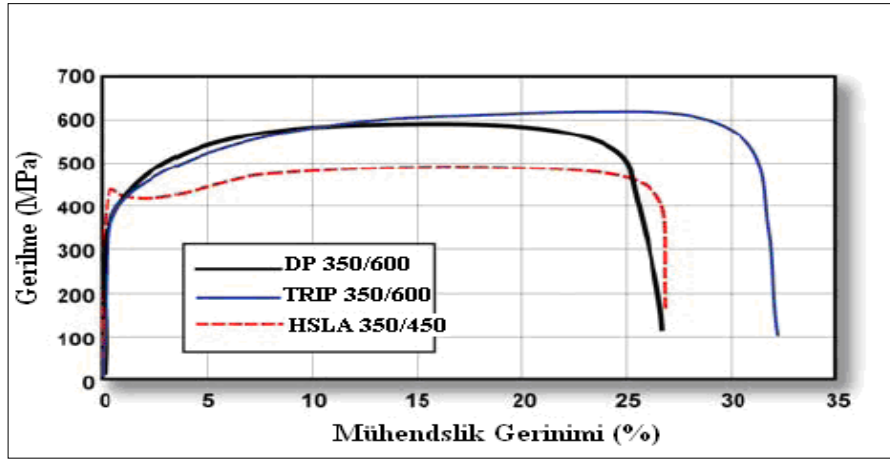
eliklerde, deformasyonla ve sonrasında martensite donüşümlle sert alaşım karbürlerin ince dağılımlı ve yüksek dislokasyon yoğunluğu sağlanmıştır. Alaşım karbürlerinin bu işlemlerle hızlı bir şekilde oluşması sonucunda, östenitte karbonca bir azalma meydana gelmiştir. Bu da MS (martensit başlangıç) ve MF (martensit bitiş) sıcaklıklarının bölgesel yükselmesine neden olmuştur [5,6]. Bu işlemler sırasında temel kural, dizayn edilen yarı kararlı östenitin deformasyon işlemi öncesi oda sıcaklığı altında olan MS ve MF sıcaklıklarını oda sıcaklığının üzerine çıkartmaktır. Böyle bir çelik, ideal termo-mekaniksel işlemlerden sonra tamamıyla östenit yapıda da olabilir ve şekillendirme işlemi ile arzu edilen yüksek dislokasyon yoğunluğu, alaşım karbürlerin ince dağılımlı gibi yapısal özelliklerin bazısına sahip olabilir. Oluşturulan martensit ile dayanım ve sünekliğin yükselmesi sağlanır. Eşsiz karakteristik özellikler olan yüksek dayanım ve süneklik, deformasyon ile gerçekleşen yapısal dönüşüm ile elde edilir. Araştırmacılar bu gibi karakteristik özellikler gösteren alaşımlara TRIP çelikleri adını vermiştir [5,7-10].

Otomotiv endüstrisindeki uygulamalar için aranan yüksek dayanım-uzama kombinasyonu sağlayan (800-1000 MPa aralığında yüksek dayanım-%30 dan fazla uzama) TRIP çelikleri son 10-15 yıldır araştırmacıların büyük ilgisini çekmektedir. TRIP çelikleri temelde farklı bir yüksek dayanım çelik türü olup tipik kimyasal kompozisyonları % ağırlıkça Fe, 0.2C, 1.7Mn, 1.5Si'dir [6,7].

Artan dayanım ve süneklik mekanik yükleme altında martensit fazının oluşumu ile elde edilir. TRIP çeliklerinin mikroyapısını ferrit, beyrit ve kalıntı östenit oluşturmaktadır [11].

Tipik bir TRIP çeliğinin oda sıcaklığında mikroyapısı %55-60 ferrit, %25-40 beyrit ve %5-15 yarı kararlı kalıntı östenitten oluşur. TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapıda bulunan düşük miktardaki kalıntı östenit tarafından kontrol edilir [12, 13]. Plastik gerinim altında yarı kararlı östenitin martensite dönüşmesinden dolayı TRIP çelikleri, yüksek dayanım ve sünekliğe sahiptir [1,9,14]. Bu özellikler TRIP çeliklerine olan ilginin artmasının en önemli sebebidir. TRIP çeliklerinde deformasyon sırasında kalıntı östenitin martensite dönüşümü pekleşme katsayısında

artıŖa neden olur. Bu tür çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı arttıka dayanım katsayısının arttığı gzlemlenmiŖtir [15]. Bu nedenle gemiŖ yıllarda yapılan araŖtırmaların çoğunluğunda mekanik özellikler kalıntı östenit hacim oranıyla iliŖkilendirilmeye alıŖılmıŖtır. Uygun termo-mekaniksel iŖlemler sonucunda boyun verme ve çatlak oluŖumundaki gecikme, yüksek akma ve çekme dayanımı ile birlikte yüksek ve üniform bir toplam uzamaya neden olmaktadır (Ŗekil 2.2).



Ŗekil 2.2. HSLA 350/450, DP 350/600 ve TRIP 350/600 eliklerine ait gerilim gerinim eğrileri.

TRIP elikleri gerinim hızına duyarlı bir malzemedir. Bazı araŖtırmacılar gerinim hızının TRIP elikleri üzerine olan etkisini incelemiŖlerdir. Saito ve arkadaŖları [17] dŖk karbonlu TRIP eliklerinde gerinim hızının ve sıcaklığın etkisini incelemiŖler, artan gerinim hızının ve sıcaklığın martensitik dnŖm sınırladığını belirlemiŖlerdir. Choi ve arkadaŖları [18] kalıntı östenit hacim oranının ve gerinim hızının çekme özellikleri üzerine etkilerini incelemiŖtir. Kalıntı stenit hacim oranı arttıka çekme dayanımı, toplam uzama ve absorbe edilen enerji miktarı artarken, akma dayanımının azalığını belirlemiŖlerdir. Vuoristo ve arkadaŖları yüksek gerinim hızında çift-fazlı elik ile TRIP eliğinin davranıŖlarını karŖılaŖtırmıŖlardır [19]. Deney sonuçları TRIP eliklerinin enerji absorpsiyon kapasitelerinin çift-fazlı çeliklerden daha yüksek olduğunu gstermiŖtir.

## 2.2. TERMO-MEKANİKSEL İŞLEMLER

TRIP çeliklerinde mekanik özelliklerin malzemenin kimyasal bileşimine güçlü bir şekilde bağlı olduğu bilinen bir gerçektir. Fakat yapıda görülen fazlar ve hacim oranları da, örneğin kalıntı östenitin morfolojisi, tane boyutu ve karbon içeriği, mekanik özellikler üzerinde oldukça etkilidir. Ayrıca yapıda bulunan bu fazlar, deformasyon sırasında TRIP çeliğinin davranışını da belirlemektedir [20].

TRIP işlemi, malzemeye uygulanan deformasyon sonucu, östenitin martensite dönüşümü sırasında deformasyon sertleşme katsayısının artmasıyla, homojen deformasyon bölgesinin genişletilmesidir. Çeliklerde östenit mukavemetle birlikte özellikle süneklik sağlar. Karbonun % 0.3'e kadar yükseltilmesi TRIP işleminde mukavemet artışına neden olur. TRIP çeliğini üretmek için iki yöntem vardır:

- Çeliğin kimyasal kompozisyonu, yapının oda sıcaklığında tamamen östenit olarak kalmasını sağlayacak biçimde ayarlanır. Bu durumda MF sıcaklığı oda sıcaklığının üzerindedir. Östenit fazını içeren çelik daha sonra MF sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta termo-mekanik bir işlem görür. Bunun için çeliğe 250-550°C sıcaklıkları arasında % 80 deformasyon uygulanır. Östenitik yapıdaki malzemeye uygulanan yüksek miktardaki deformasyon sonucu MS ve MF sıcaklıklarında artış olur. Dönüşümü hızlandıran bu artışlara rağmen oda sıcaklığına kadar soğutulan yapıda östenit kararlı olarak kalır. Oda sıcaklığındaki çeliğe uygulanan ikinci bir deformasyonla östenitin büyük bir miktarının martensite dönüşümü sağlanır. Oluşan martensit yüksek mukavemet ve süneklik özellikleri gösterir. İşlem sonucu istenilen düzeyde mukavemet artışı elde edebilmek için çeliğin karbon miktarı % 0.3 olarak sınırlandırılmaktadır.
- Bileşiminde % 0.3 civarında karbon ve karbür oluşturu elementler bulunan çeliğin kimyasal kompozisyonu, MS ve MF sıcaklıkları oda sıcaklığının altında kalacak biçimde ayarlanır. Östenitleme sonrası çeliğe 250-550°C arasında deformasyon uygulanır. Bu termo-mekanik işlem hem östenitin

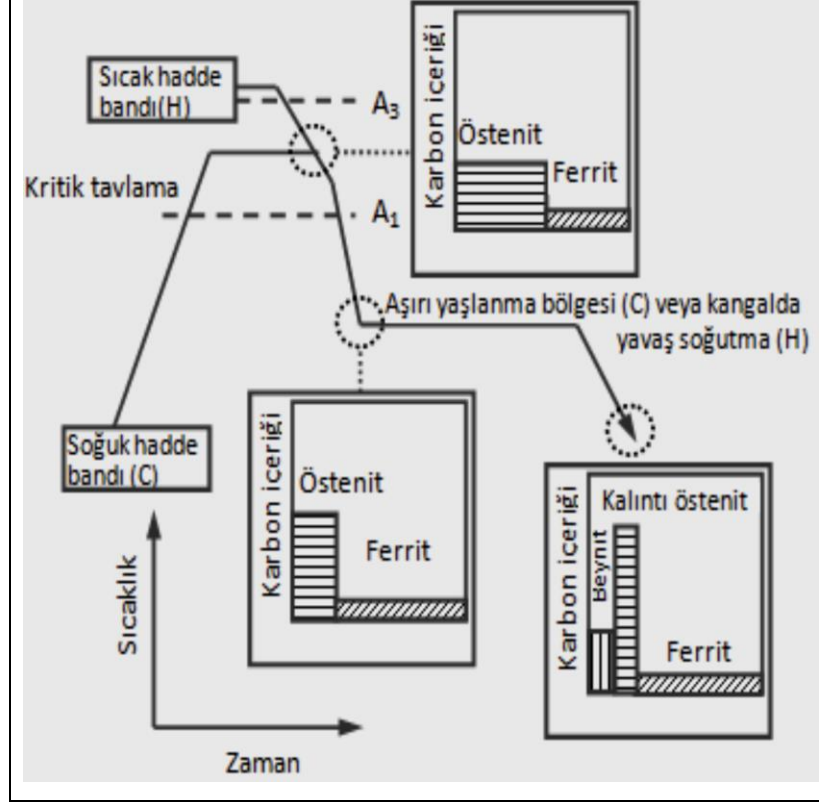
deformasyonunu, hem de karbür oluşumunu sağlar. Bu da MS ve MF sıcaklıklarını yükseltir. Daha sonra oda sıcaklığında uygulanan ikinci bir deformasyon ile östenitin martensite dönüşümü sağlanır. Oluşan yapı yüksek mukavemetli ve sünektir [21].

TRIP çeliklerinin elde edilmesinde ilk işlem istenilen kompozisyondaki çeliğin MF sıcaklığını oda sıcaklığının üzerine çıkarmaktır. Daha sonra çelik MF sıcaklığının üstünde, 250-550°C arasında, % 80 deforme edilir ve oda sıcaklığında kararlı östenitik yapı oluşturulur. Deney sırasında gerçekleşen martensitik dönüşünden dolayı oda sıcaklığında yüksek dayanım ve süneklilik elde edilir [22]. Literatür taraması şeklindeki bu çalışmanın sonuçları için aşağıdaki değerlendirmeler yapılabilir;

- TRIP çeliklerine uygulanan termo-mekanik işlemler yapı-özellik ilişkilerini belirlemektedir.
- Kompleks mikroyapıya sahip TRIP çeliklerinde fazların hacim oranı ve morfolojisi mekanik özellikleri ve kararlılığı belirlemektedir. Kalıntı östenitin modifikasyonu daha belirleyici rol oynamaktadır.
- Günümüzde seri üretim açısından pek çok malzemenin şekillendirilmesindeki zorluk, şekillendirme esnasında malzemenin dayanımının artması ve sünekliliğinin azalmasıdır. Bu olumsuzluğun giderilmesinde TRIP çelikleri öncü çelikler sınıfındadır.
- Termo-mekanik işlemlerden sonra, belirli kimyasal kompozisyona sahip çelik malzemede, plastik deformasyon nedenli dönüşüm sağlanabilir. TRIP etkisi ile 1000 ile 2000 MPa arasında yüksek akma dayanımına ve %25 ile %49 arasında iyi derecede % uzamaya sahip malzemeler üretilebilir.
- TRIP çeliklerinde dönüşüm kontrolündeki zorluk bu yöntemi pahalı bir işlem haline getirmektedir.

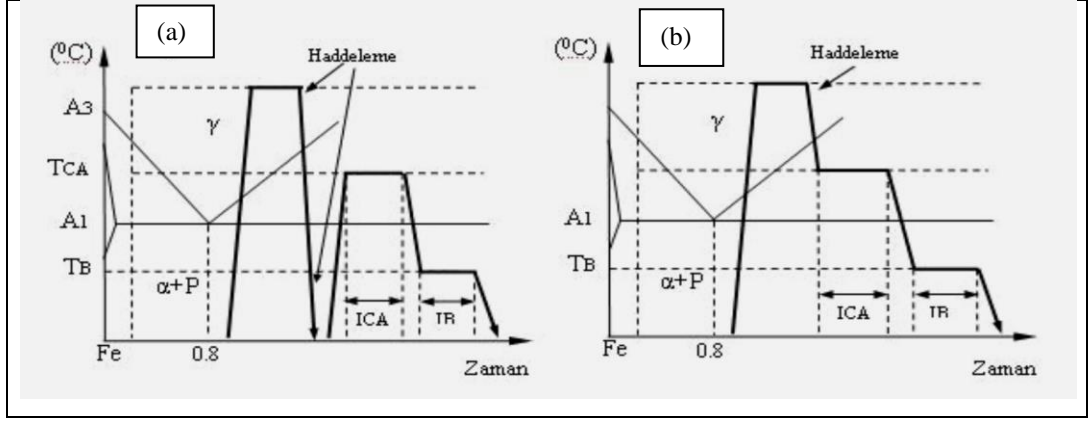
### 2.3. TRIP ÇELİĞİNİN ÜRETİMİ

Yüksek mukavemetli çeliklerin üretim ısıl işlem rotaları benzer özelliğe sahiptir. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar Şekil 2.3'te verilmiştir.



Şekil 2.3. Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirme yoluyla oluşum mekanizması [7].

Dünya çelik üreticilerinin TRIP çeliği hakkındaki araştırma ve geliştirme çalışmaları artmakta, üretim kapasitesi her geçen gün çoğalmaktadır. Sıcak haddeleme sıcaklığını çok yakından kontrol etmedeki başarı ve soğuk haddelemedeki son teknolojik gelişmeler, karbon, silisyum, mangan ve diğer rölatif olarak düşük fiyatlı elementlerin eklendiği TRIP çeliklerinin imalatına giden yolu açmıştır ve Japonya'da otomobillerin üretim maliyetlerinin düşmesine yardım etmiştir. Modern TRIP çelikleri iki şekilde üretilir: birincisi; sıcak hadde bantlarında veya soğuk hadde bantlarında üretim, ikincisi ise tavlama ile üretimdir. Şekil 2.4'de sıcak hadde bantlarında TRIP çeliğinin üretim şeması gösterilmiştir [7].



Şekil 2.4. TRIP çeliklerinin üretimi a) levha üretimi b) sıcak şerit-bant üretimi [7].

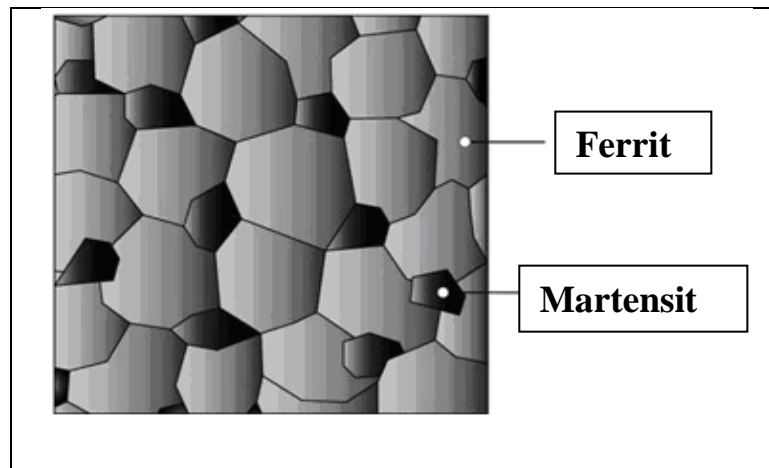
## BÖLÜM 3

### ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER VE ÖZELLİKLERİ

#### 3.1. GİRİŞ

1970’te yaşanan petrol krizinden sonra, daha az yakıt tüketimi için daha hafif otomobillerin üretilmesine yönelik araştırmalar başlamıştır. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (H.S.L.A.) çelikler geliştirilmiştir. Ancak şekil verme özelliklerinin iyi olmaması sonucu çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir.

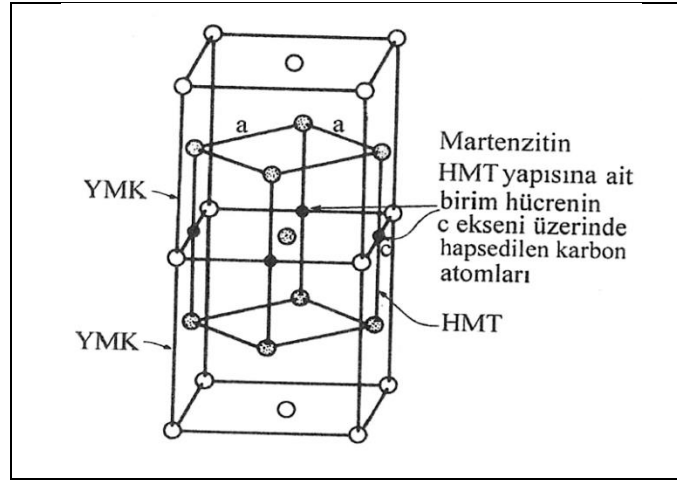
Çift-fazlı çelikler bir bakıma yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin iyileştirilmiş yeni bir versiyonudur. Mikroyapılarında, Şekil 3.1’de görüldüğü gibi, martensit fazı, ferrit matris içinde adacıklar şeklinde yer almaktadır. Çift-fazlı çelikler, yumuşak ferrit ( $\alpha$ ) ve sert martensit (M) fazlarının bir arada bulunduklarından dolayı, yumuşak ferrit yüksek sünekliği, sert martensit ise yüksek mukavemeti sağlamaktadır [23-29].



Şekil 3.1. Çift-fazlı çelikte ferrit ve martensitin görünüşü. [26]

Martensit hacim oranı %15-20 arası, ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin sağlanması için ideal bir değerdir. Çift-fazlı çelik yapısındaki martensit miktarı, tavlama sıcaklığı, soğuma hızı ve çeliğin karbon miktarına bağlı olarak değişebilmektedir. Yüksek orandaki martensit miktarı çift-fazlı çeliğin sünekliğini ciddi oranda azaltmakta ve şekil verme özelliğinin azalmasına sebep olmaktadır.

Çift-fazlı iç yapı oluşumunda östenitten martensite dönüşüm esnasında martensit hacimce büyümekte ve matris durumdaki ferrit fazını zorlayarak ferritte bölgesel gerilmeler oluşturmaktadır (Şekil 3.2) [30,31].



Şekil 3.2. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşüm esnasında oluşan martensit birim kafesi.

Akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı düşük ve biçimlenebilme kabiliyeti yüksek olan çift-fazlı çelikler, yüksek “mukavemet/ağırlık” oranına sahip olduklarından taşıt ağırlığını azaltmak ve dolayısıyla yakıt tüketimini düşürmek amacıyla otomotiv sektöründe kullanılmaktadır [30-32].

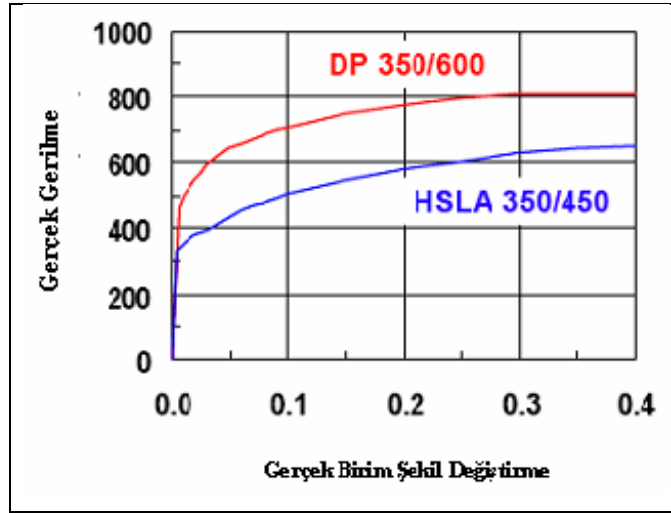
Çift-fazlı çeliklerden beklenen özellikleri şu şekilde sıralanabilir;

- Çift-fazlı çelikler sürekli akma göstermelidir.
- % 0,2 akma mukavemeti maksimum 340 – 500 MPa aralığında olmalıdır.
- Çekme mukavemeti 620 – 1250 MPa aralığında olmalıdır.

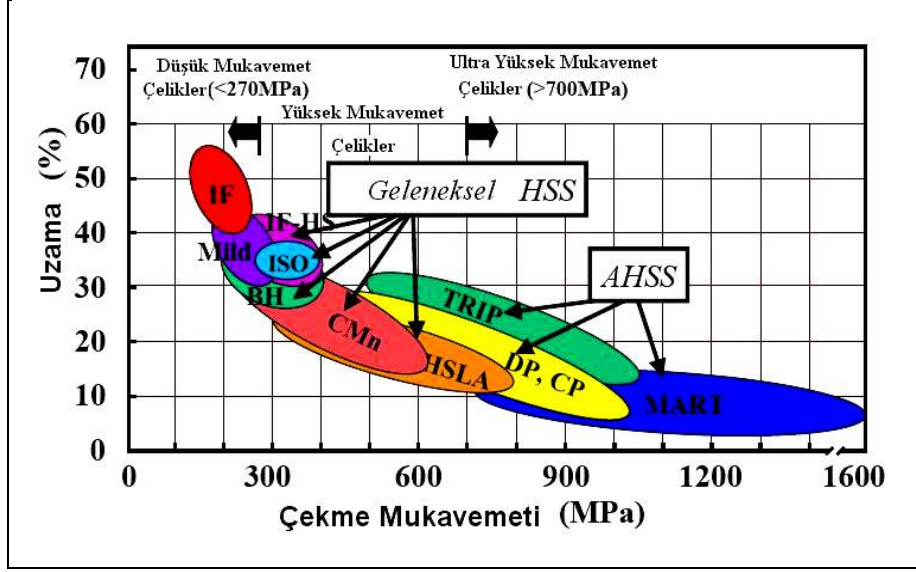


- % 5'den düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızı yüksek olmalıdır.
- Toplam uzama % 20'den büyük, şekillenebilirlikleri yüksek, akma/çekme mukavemeti oranı düşük olmalıdır.

Şekil 3.3'de yüksek mukavemetli düşük alaşımlı HSLA çelik ile çift-fazlı çeliğe ait “gerilme – birim şekil değişme” eğrileri görülmektedir. Eşit uzama değerlerinde çift-fazlı çelikler, HSLA çeliklerinden daha yüksek mukavemete sahiptirler. Çekme mukavemeti 650 MPa çift-fazlı çelik ile 450 MPa çekme mukavemetine sahip HSLA çeliğin eşit şekillenebilme kabiliyetine sahiptir. Eşit çekme mukavemetine sahip çift-fazlı çelikler ile mikro alaşımlı çelikler kıyaslandığında, çift-fazlı çeliklerin daha düşük akma mukavemeti, daha yüksek uniform ve toplam (%) uzama gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 3.4) [33].



Şekil 3.3. Çift-fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait tipik gerilme birim şekil değiştirme eğrileri [33].



Şekil 3.4. Çift-fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması [33].

Arıkan ve Başman'a (2001) göre çift-fazlı çelikler, ilk kez 1937'de Grabe tarafından yatak malzemesi yapmak üzere %25 C içeren çeliği kritik bölgeden soğutarak çift-fazlı bir yapı etmesi ve bu çalışmayla patent alması ile gündeme gelmiştir. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig, çift-fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme işlemi olarak nitelemiş ve bu işlemin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve ardından martensit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir [35]. 1960'larda ise Davies tarafından yapılan kalay kaplamalarda çift-fazlı şerit yapının geliştirilmesi bu alandaki ilk ciddi çalışmalar sayılmaktadır [36]. 1970'lere kadar çok az sayıda araştırmacının ilgisini çeken çift-fazlı çelikler, bu yıldan sonra özellikle yaşanan ekonomik darboğazların ardından bilim adamlarının otomotiv endüstrisine sunduğu alternatif çözümler olarak üzerinde etraflıca çalışılan bir alan olmuştur.

1980 yılından sonra ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak çift-fazlı çelik üreten ülkeler üretimlerini genellikle sürekli tavlama hatlarında yapmaktadırlar [37].

Çift-fazlı Çelikler, günümüz uygulamalarında özellikle otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahip olmuştur [21,30,32].

### 3.2. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ

Ticari olarak çift-fazlı çelik üretimi Japonya, ABD ve Almanya, İtalya, İngiltere, Fransa gibi ülkelerde yapılmaktadır. Üretilen çift-fazlı çeliklerin özellikleri, ülkelerin ekonomik ve teknolojik durumlarına göre birbirinden farklılıklar göstermektedir.

Ticari olarak çift-fazlı çelik üretimi üç yöntemle yapılmaktadır;

- Sıcak veya soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavı
- Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavı
- Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi.

Çizelge 3.1’de farklı kompozisyonlara sahip ürünler için uygun olan ticari üretim yöntemleri gösterilmektedir.

Çizelge 3.1. Ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları [25-34].

Üretim Yöntemi	Kimyasal Kompozisyon (%)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S
Sıcak Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavı	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Soğuk Haddelenmiş Sacın Sürekli Tavı	0,11	1,2	0,4	-	-	-	-
Soğuk Haddelenmiş Sacın Kutu Tavı	0,12	2,1	1,4	-	-	-	-
Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere Sıcak Sac Haddesi	0,06	0,9	1,35	0,5	0,35	-	-

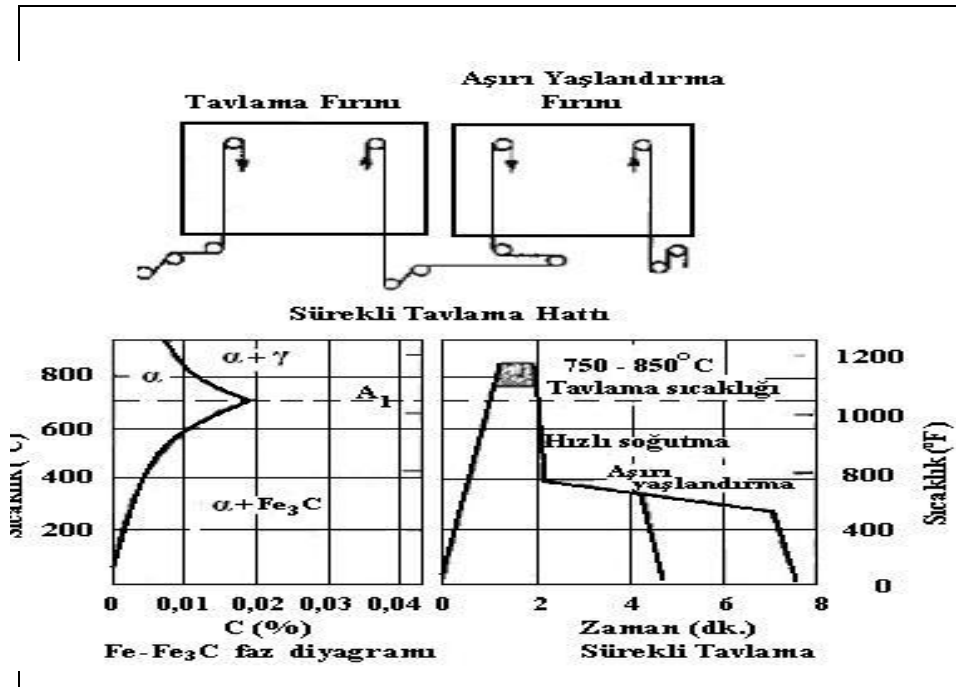
Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş saclar rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında Fe-Fe<sub>3</sub>C faz diyagramına göre “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda 1–2 dakika tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Özel durumlarda aşırı yaşlandırma ünitesi de sisteme dahil edilir. Bu yöntem ile üretilen çift-fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra sacın fırın içerisindeki hareket hızına da bağlı olmaktadır [37].

Şekil 3.5’de şematik olarak Betlehem firmasının kullandığı sürekli tavlama hatları yer almaktadır.

Bu hatlarda, aşağıda belirtilen çelik sac türlerinin üretimi yapılabilmektedir;

- Katı eriyikle mukavemetlendirilmiş saclar,
- Çökeltme ile mukavemetlendirilmiş çelik saclar,
- Düşük alaşımlı çift-fazlı çelikler,
- Yüksek alaşımlı çift-fazlı çelikler,
- Toparlanma tavlaması uygulanmış çelikler.

Kutu tavı çok dar bir kullanım alanına sahip bir yöntemdir. Bu yöntem, ince sacların üretiminde kullanılmakta ve malzeme soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olacak şekilde sarılmaktadır. Rulo sac, “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda uzun süre tavlanamaktadır. Çeliğin bileşime göre havada ya da suda soğutulmaktadır. En önemli avantajı ısıl işlem üniteleri bakımından düşük maliyetli olmasıdır. Bu yöntemin dezavantajı ise, yavaş soğumalarda iyi sertleşebilirlik için yüksek alaşımlama işleminin gerekliliği ve mekanik özelliklerin soğuma esnasında rulonun merkezinden dış kısma doğru sıcaklık farkı meydana gelmesi nedeniyle homojen olmamasıdır [37].



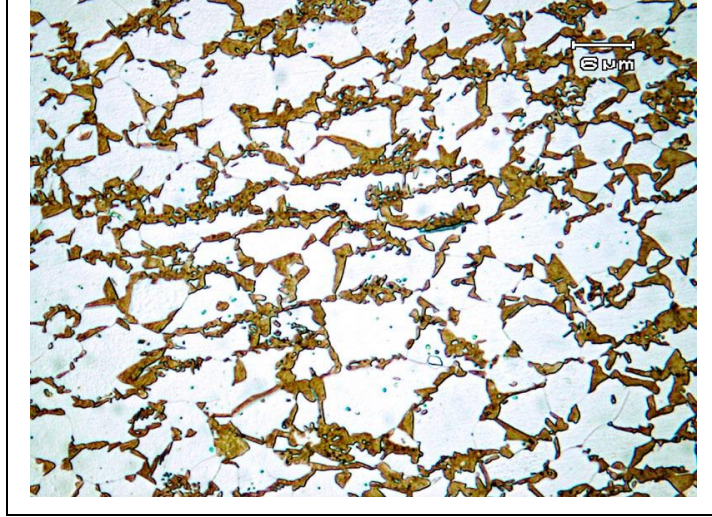
Şekil 3.5. Sürekli tavlama hattının şematik gösterimi [38].

Sıcak sac haddesi ile (haddelenmiş durumda kullanılmak üzere) çift-fazlı çelik üretiminde sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelemenin son pasosundan sonra, hadde çıkışında çelik, mikroyapıda % 80–90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan % 10-20'si ise, rulonun sarılması işleminden sonraki soğutma ile martensite dönüştürülür. Haddeleme yöntemi ile üretilen çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde ise beynit oluşumunu engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu yöntemin dezavantajlarından [30].

### **3.3. ÇİFT - FAZLI ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMİ**

Çift-fazlı çelik üretim ısıl işlemi, ötektoid altı çeliklere uygulanmaktadır. Bu nedenle çift-fazlı çeliklerde arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı veya alaşımsız çelikler tercih edilir. Çift-fazlı mikroyapı esas olarak söz konusu çeliklerin Fe-Fe<sub>3</sub>C faz diyagramında A<sub>1</sub>-A<sub>3</sub> sıcaklık aralığındaki ferrit östenit bölgesinde herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup östenitin martensite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilir.

Çift-fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış % 10–30 dolayında martensit fazı içeren çeliklerdir. Çift-faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martensit fazlarından dolayı kullanılmaktadır. Çift-fazlı çelikler üstün özelliklerini mikroyapısı'ndan almaktadır. Yani bir fazın üstün özelliklerinden yararlanırken, aynı fazın istenmeyen özelliklerinin başka bir faz yardımı ile denetim altına alınmasıdır. Şöyle ki fazlardan biri sert olup (martensit) gerekli dayanımı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup (ferrit) süneklik sağlar. Her iki özelliğin bir arada bulunması ile dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir mikroyapı elde edilmiş olur. Şekil 3.6'da bir çift-fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir.

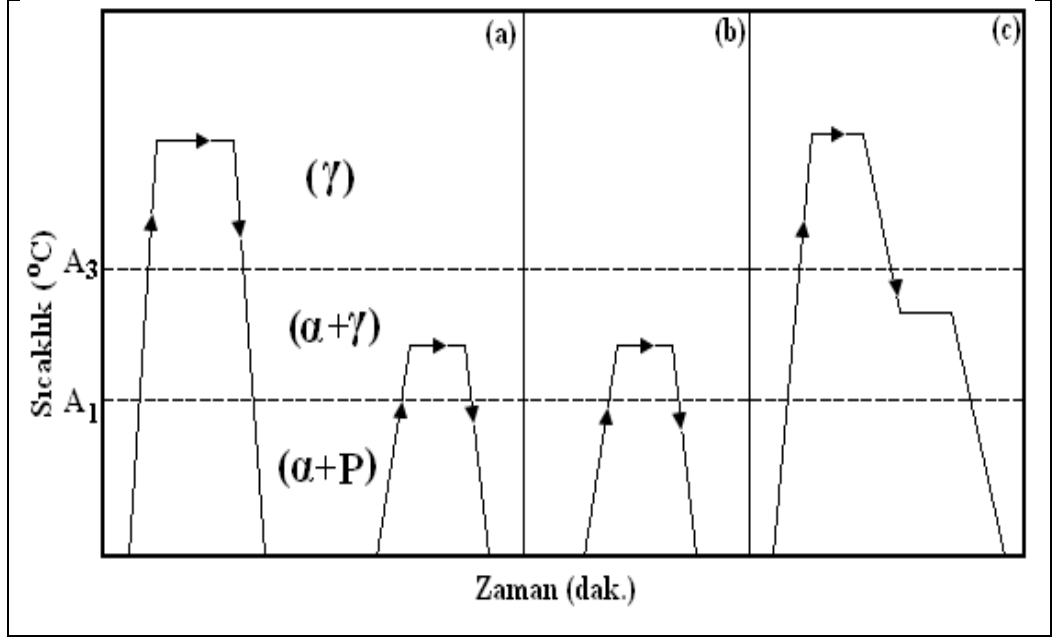


Şekil 3.6. Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift-fazlı bir çelik [39].

Çift-fazlı çeliklerin mikroyapıları dönüşüm yoluna bağlı olduğundan, değişik ısı işlemlerle elde edilen mikroyapılar arasında önemli farklar mevcuttur. Çift-faz elde etmek için uygulanan başlıca ısı işlemler;

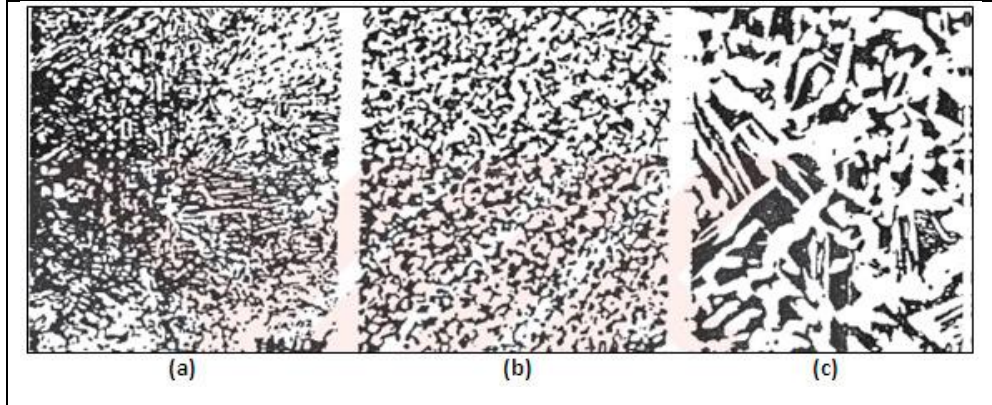
- Ara su verme
- Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama
- Kademeli (basamaklı) su verme

olmak üzere üç grupta incelenmektedir. Şekil 3.7’de bahsedilen aşamaların şematik gösterimi verilmektedir.



Şekil 3.7. Çift-faz ısıl işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi, a) Ara su verme, b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama, c) Kademeli (basamaklı) su verme [39].

Şekil 3.7’de gösterilen üç farklı çift-faz ısıl işlemi sonucu oluşan mikro yapılar Şekil 3.8’de verilmektedir.



Şekil 3.8. Farklı çift-faz ısıl işlem teknikleri sonucu elde edilen mikro yapılar a) Ara su verme, b) Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama, c) Kademeli (basamaklı) su verme [39].

Şekil 3.8 (a)’da görülen ara su verme işleminde östenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martensit dilim sınırları

boyunca östenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu fiberli (lifli) martensit, ferrit matris içerisinde dağılmaktadır.

Şekil 3.8 (b)'de  $\alpha + \gamma$  bölgesinde tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı ötektoidaltı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İkili bölgede tavlama ile oluşan östenit, ferrit-sementit (karbür) ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verildikten sonra mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martensitten oluşmaktadır.

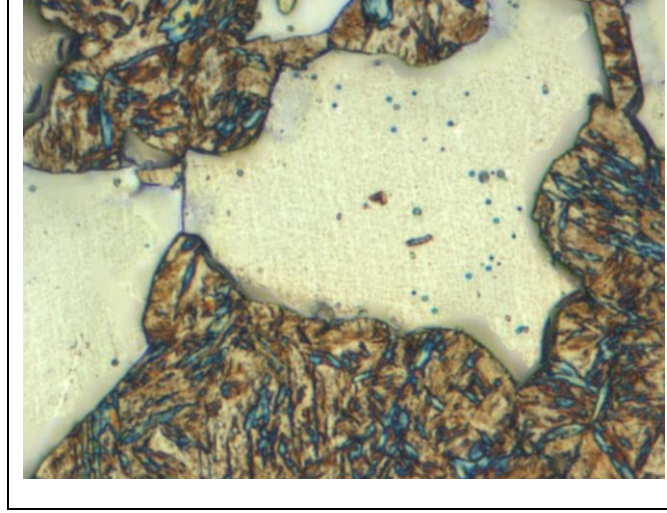
Şekil 3.8 (c)'de görülen kademeli su verme işleminden önce östenitleme yapılır, sonra  $\alpha + \gamma$  bölgesine malzeme soğutulur. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşüncü ferrit, primer östenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür. Ferrit ( $\alpha$ ) ve östenitten ( $\gamma$ ) oluşan yapı hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martensit parçacıkları meydana gelmektedir.

Ferrit, çift-fazlı çeliklerin mukavemet değerlerini ve süneklik özelliklerini belirlemektedir. Sünekliği yüksek bir çift-fazlı çeliğin elde edilmesi için yüksek süneklik ve düşük dayanıma sahip ferrit fazının mikroyapıda bulunması gerekmektedir. Çift-fazlı çeliklerde ferrit tanelerinin eş eksenli olması istenir.

İğnesel ferrit morfolojisine sahip mikroyapının mukavemet özellikleri iyidir fakat sünekliği azdır. Yine ferrit fazının dayanımının artırılması, ara yer atomları (karbon gibi) veya ferrit fazı içerisinde çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlanmakta, buna karşılık süneklik büyük ölçüde düşmektedir.

Şekil 3.9'da SAE1020 çeliğinde kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlemiyle elde edilen ferrit, martensit mikroyapısını göstermektedir.





Şekil 3.9. Kritik sıcaklıklar arası ısıl işlem ile elde edilmiş ferrit (açık renk), martensit (koyu renk) mikroyapısı 1000 X büyütme.

Ferrit fazının dayanımına soğutma sonunda oluşan martensit taneleri de etki etmektedir. Soğutma sonunda martensit tanelerinde meydana gelen % 2-4'lük hacim genişlemesi, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle ferrit tanelerinin dayanımı artmaktadır.

#### **3.4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN AVANTAJLARI VE UYGULAMA ALANLARI**

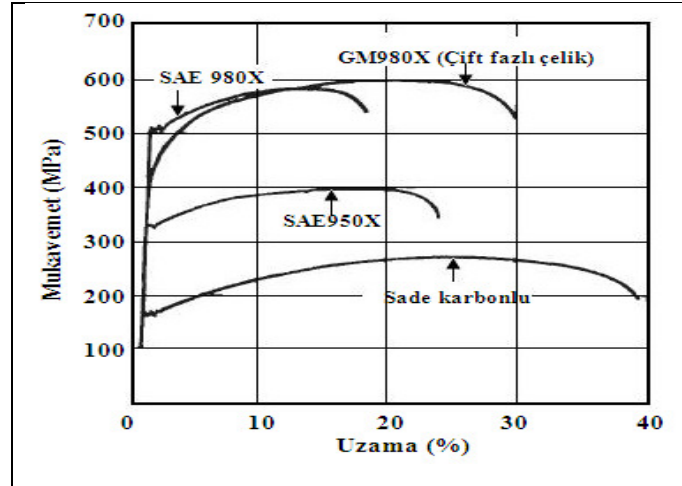
Yumuşak ferrit fazı, mikroyapının % 75-80'ini teşkil ettiğinden sert martensit tanecikleri çift-fazlı çeliklerin şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinde ihmal edilebilecek küçük bir etkiye sahiptir. Mikroyapının % 10-30'unu teşkil eden martensit tanecikleri gerilme altında uzamayı azaltırlar. Malzemenin darbeli çalışma, çökme ve eğilme karakterleri ile birlikte genel olarak malzemenin mukavemetini arttırlar. Şekil 3.10'de, % 0,2'lik uzamanın meydana geldiği nokta plastik deformasyonun başladığı noktadır. Bu noktanın diğer az karbonlu çeliklere göre daha yukarıda olması iyi şekil değiştirme kabiliyetini ifade eder. İyi şekillendirilebilme kabiliyeti malzemenin elastik deformasyon bölgesinden çok plastik deformasyon bölgesinde uzamaya başlaması anlamındadır.

Şekil 3.10'da görüldüğü gibi YMDA ve az karbonlu çeliklere göre mukavemet ve yüzde uzama ile birlikte iyi şekil değiştirme kabiliyetinin kombinasyonu çift-fazlı çelikleri otomotiv endüstrisindeki kullanımı açısından çok cazip kılmaktadır. Bahsedilen bu avantajlar sonucu karmaşık parçalar bile bir dizi işlem sonucu optimum seviyede düzenlenebilmektedir [37].

Kimyasal bileşimi değiştirerek ve kritik sıcaklıktan soğuma hızını kontrol ederek çift-fazlı çeliklerde tokluk özellikleri iyileştirilebilmektedir.

Mikroyapıda bulunan martensit fazının çift-fazlı çeliğe sağladığı yüksek mukavemet ve ince ferrit tanelerinin sağladığı süneklik özelliği ile şekil verilebilme açısından sağladığı bazı avantajları sıralandığında,

- Sürekli akma davranışı,
- Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması,
- Pekleşme katsayısının optimum düzeylerde olması,
- Yüzde uzama değerlerinin yüksek ve orantılı olması.



Şekil 3.10. Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift-fazlı çeliğe ait mukavemet – yüzde uzama grafikleri [37].

Çift-fazlı çelikler sürekli akma gösterdikleri için şekillendirilen parçaların yüzeyleri çok düzgün olmaktadır. Akma mukavemetinin düşük olması plastik deformasyonda

az bir kuvvetle şekillendirilebilirliği sağlamaktadır. Şekillendirilen parçaların tekrar şekillendirilmesinde aşırı kuvvetler gerekmemektedir. Çekme dayanımlarının yüksek olması ise parçaların hasara uğramasını geciktirmektedir. Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması çift-fazlı çeliklerin derin çekme ile üretilen parçalarda kullanılabilirliğini arttırmaktadır. Derin çekme esnasında iş parçasının kesiti azalacağından şekil verme işleminin diğer kademelerindeki kuvvetleri karşılayabilmesi için parçanın mukavemet değerlerinin iyi olması gerekmektedir. Mukavemet özelliklerinin yanı sıra süneklik özellikleri de iyi olan çift-fazlı çeliklerin optimum pekleşme katsayısına sahip olması bu bakımdan bir avantajdır.

Çift-fazlı çeliklerin bahsedilen avantajlarının yanında bazı sınırlamaları da bulunmaktadır. Sac parçalar da çift-fazlı mikroyapı üretmek hatta seri bir üretimle parçalar imal etmek önemli avantajlarından bir tanesi olsa da kalın kesitli sac parçalarda, bazı makine parçalarında ısıl işlemle dahi çift-faz yapısı üretmek zordur. Seri üretim yapmak isteyen tesislerin kurulması maliyeti yükseltir fakat işlem maliyetini düşük tutmaktadır. Dolayısıyla çift-fazlı sac parçalar üretmek isteyen işletmelerin kurulması maliyet açısından işletmeciyi her zaman düşündürmüştür. Gerek sürekli tavlama hatları ile gerekse ısıl işlem ile üretilen çift-fazlı çeliklerde mikroyapıyı kontrol etmek kolay değildir. Bu olumsuzluğu alaşım elementleriyle gidermeye çalışan araştırmacılar için bu kez de alaşım elementlerinin çift-fazlı bir çelikteki davranışları problem olarak ortaya çıkmıştır. Alaşım elementlerinin, çift-fazlı bir çelik üretirken mikroyapıdaki tavırları, östenit+ferrit bölgesine olan etkileri, martensit ve ferrit fazına olan etkileri henüz standart verilere dayanmamaktadır. Yakıt tüketimini azaltmak, motor veriminin artırılması veya taşıt ağırlığının azaltılması ile mümkün olabilir. Yahut her iki durumunda bir arada olduğu durumlarda mümkün olabilir. Günümüzde motor verimlerinin üst seviyelerde olması otomotiv endüstrisinin ar-ge çalışmalarını taşıt ağırlığına yoğunlaştırmıştır. Taşıt ağırlığının % 50-60'nı çeliklerin oluşturduğu düşünülürse yüksek mukavemetli sacların kullanılması ile hem taşıt ağırlığı azaltılarak yakıt tasarrufu sağlanır hem de çarpmalara karşı taşıtın emniyeti artırılır. Bu nedenlerle 1970'li yılların ortalarından itibaren taşıtlarda karbon içeriği az olan ve katı eriyik ile sertleştirilmiş küçük taneli

ferrit içerisinde karbürlerin (NbC, VC gibi) bulunduğu perlitik çelikler yani YMDA çelikler kullanılmaya başlanmıştır [37].

YMDA çeliklerinin biçimlenebilme kabiliyetlerinin düşük olması nedeniyle 1975 yılı sonlarına doğru çift-fazlı çelikler otomobil endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır. Yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğin bir arada olması bu çeliklerin tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilebilen çeşitli otomobil parçalarının yapımında kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Orta boyuttaki bir taşıta 250 kg kadar bulunması halinde ağırlıkta 50–80 kg kadar bir tasarruf sağlanabilmektedir.

Çizelge 3.2.'de çift-fazlı çeliklerin bazı sektörlerdeki uygulama alanlarıyla ilgili açıklamalar verilmektedir [37].

Çizelge 3.2. Çift-fazlı çeliklerin uygulama alanları [37].

ÜRETİCİ FİRMA	ÜRÜN	AÇIKLAMA
General Motors	Tekerlek diskleri ve jantları	Yolcu arabaları ve hafif kamyon tekerlekleri için
	Tampon takviyeleri yüzey çubukları	
	Kriko destekleri	
	Su pompası makaraları	
Hoesch-Estel	Tekerlek diskleri	Takımlar şerit ölçüsüne adeptelidir.
	Fren levhası desteği(Girling)	
Inland Stell	Kapı panelleri, bagaj kapakları	Hi-Form 80 çift-faz çeliği iyi şekil verilebilirlik göstermiştir ve daha çok alüminyum gövde saçı gibi davranmıştır.
	Merkez direkleri, Rüzgarlık çerçeveleri	
	Tekerlik aparatları	
Jones And Laughlin	Tampon yüzey çubukları, tampon	2.2 mm'lik çift-faz çeliği 2.8 mm'lik YMDA çeliğiyle yer değiştirmektedir.
	Arka süspansiyon, tekerlek aparatları	
	Alternatör fan pervaneleri direksiyon	Daha iyi yorulma özellikleri
	Mil takviyeleri	
Kawasaki	Stili tekerlik diskleri	Lider Avrupa araba imalatçıları tarafından kullanılan
	Kapı ve kaput panelleri, çamurluklar	Fosfatlamaya tepkisi AK çeliklerle olduğu kadar iyidir.
Nippon Stell	Tampon durdurma yan kapı darbe çubukları çerçeve bölümleri	500-700 Mpa (Çekme Muk.)
NKK	Dış ve iç paneller,kapı,kiriş ve tampon takviyeleri	
Sumitomo Metal Industries Ltd	Dış oto gövdesi panelleri	Kutu tavllanmış ürün
US Stell	Araba,kamyon,otobüs,çiftlik ekipmanı	USS DP80
	Ağır konstrüksiyon üniteleri	
	Endüstriyel kullanım ünitelerindeki parçalar	

## BÖLÜM 4

### GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN VE OTOMOTİV ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI

#### 4.1. GENEL YAPI ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI

##### 4.1.1. Genel Yapı Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti

Kaynaklı yapı elemanlarının imalat amacı, mümkün olan en düşük maliyette kaynaklı yapı elemanlarının imal edilmesi, işlevini tam olarak yerine getirmesi ve işletmede uzun ömürlü varlık göstermesi istenmektedir. Metalik formu bir yapı elemanın kaynak prosesinde, belirli bir kaynak yönteminin kullanıldığı uygun bir imalat sürecinde, maddelerin kaynakla birleştirilmesi söz konusudur. Kaynak bölgesinin özelliklerinin ve birleştirilen parçaların tüm yapıya etkilerinin, öncesinde saptanmış ve uygun koşulların yerine getirilmiş olması gerekir. Kaynak kabiliyeti, aşağıda bulunan şemadaki gibi üç temel faktöre, malzeme, konstrüksiyon ve imalata aynı ağırlıkla bağlıdır. (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. Kaynak kabiliyetinin temel faktörler ve özelliklerle ilişkisi [40].

Kaynak kabiliyeti ile bu temel faktörler arasında, aşağıdaki üç özellik yer alır;

- Malzemelerin kaynağa uygunluğu
- Konstrüksiyonun kaynak emniyeti
- İmalatın kaynak yapılabilirliği.

Bir kaynaklı imalat, belirli malzemelerden oluşturulmuş bir konstrüksiyon halinde, önceden tespit edilmiş imalat şartları altında, kolayca imal edilebiliyorsa, kaynak yapılabilirliğe sahip demektir [36]. Çizelge 4.1’de yukarıda sayılan faktörler bir arada verilmiştir.

Çizelge 4.1. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler [40].

Malzeme (Kaynağa uygunluk)	Kimyasal bileşim	Sertleşme eğilimi Yaşlanma Gevrek kırılma Sıcak çatılma Kaynak metali karışım oranı
	Metallerjik özellikler	Segregasyon Kalıbkılar Tane büyüklüğü İçyapı Anizotropi
	Fiziksel özellikler	Genleşme özelliği Isıl iletkenlik Erime sıcaklığı Mukavemet Tokluk
Konstrüksiyon (Kaynak emniyeti)	Konstrüktif şekillendirme	Kuvvet hatlarının akışı Dikişlerin konumu Parça kalınlığı Çentik etkisi Rijitlik farklılıkları
	Gerilme durumu	Gerilmelerin tür ve şiddeti Gerilmelerin eksen sayısı Zorlanma hızı Sıcaklık Korozyon
İmalat (Kaynak yapılabilirlik)	Kaynağa hazırlık	Kaynak yöntemi İlave malzemenin türü Birleştirme türü Ağız biçimi Ön tavlama İklim koşulları
	Kaynağın uygulanması	Isı girdisi Isının uygulanışı Kaynak sırası
	Kaynaktan sonraki işlemler	Isıl işlem Taşlama Dekapaj, temizleme

Yapı çeliklerin karbon yüzdesi % 30’dan azdır. Kaynak edilecek kesitlerin 25 mm’den ince olması ve şiddetli bir bağlantı zorlanması altında olmaması şartıyla bu

çelikler, ön ve son tavlamasız ve özel bir tedbir almadan kaynak edilebilirler. Kaynağa uygunluğu iyi olan bu çeliklerde 0°C civarında veya daha düşük bir sıcaklık altında kaynak yapılırken elin ılık olarak hissedebileceği bir sıcaklık aralığında ön tavlama yapmak gerekebilir. Kaynağa uygunluğu iyi olan çeliklerde, büyük et kalınlıklarında (t > 20 mm) örneğin St 355 ve aynı kalitede çeliklerde 20 ile 150 °C arasında ön ısıtma yapmak gerekebilir [41].

#### 4.1.1.1. Karbon Eşdeğeri

Sertlik artışına etki eden en önemli faktör, ana metalin kimyasal bileşimidir. Alaşimsız çeliklerin sertleşme kabiliyetleri üzerinde oldukça etkin olan başlıca elementler C ve Mn'dır. Az alaşımlı çeliklerde ise Cr, Mo, V ve Mn gibi alaşım elementleri düşük C oranlarında bile kaynak sonrası ITAB bölgesinde sertlik artışına neden olurlar. Kaynak sırasında çeliğin sertleşme eğilimini belirten bir değer sayısının bulunması ve bununla çeliğin bileşimine dayanarak, kaynak kabiliyetini belirten bir formülün elde edilmesi için birçok çalışma yapılmış ve alaşım elementlerinin verdiği sertleşmeye eşdeğer sertliği sağlayacak C miktarı saptanmıştır. Bu şekilde saptanan ve çeliğin bileşimindeki alaşım elementlerinin oluşturduğu sertliği veren C miktarına karbon eşdeğeri (Ceş) adı verilmiştir. Günümüze kadar bu konuda birçok çalışma yapılmış ve oldukça fazla sayıda karbon eşdeğeri formülü geliştirilmiştir. Ancak, bunlardan en yaygın olarak kullanılanı Uluslararası Kaynak Enstitüsü Kaynak Kabiliyeti Komisyonuna (IIW) göre düzenlenmiş olan formüldür [41].

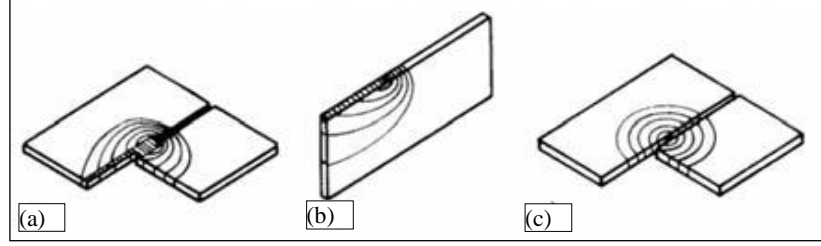
$$Ceş = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (4.1)$$

#### 4.1.2. Kaynakta Isı Girdisi

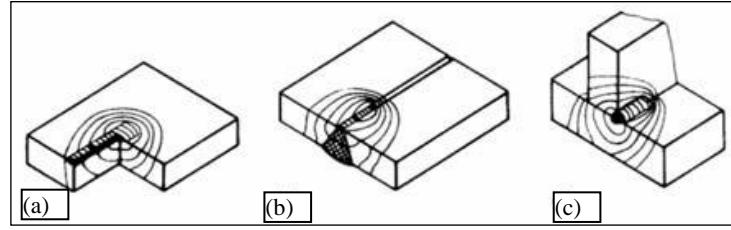
Kaynak işlemi, genel ısı işlemlerden aşağıdaki bakımlardan ayrılır:

- Yüksek ısınma hızı
- Kısa tutma süresinde maksimum sıcaklık
- Yüksek soğuma hızı.

Güç yoğunluğuna, kaynak hızına ve malzeme türüne göre maksimum sıcaklık yüksek veya daha düşük ve esas malzemenin sıcaklığına düşüş hızlı veya yavaş olabilir. Bu davranışlar, kaynak bölgesindeki eş sıcaklık eğrileri ile gösterilebilir. Şekil 4.2 ve Şekil 4.3, sabit tutulan bir  $t_x$  sıcaklığı için sıcaklık alanlarını göstermektedir.



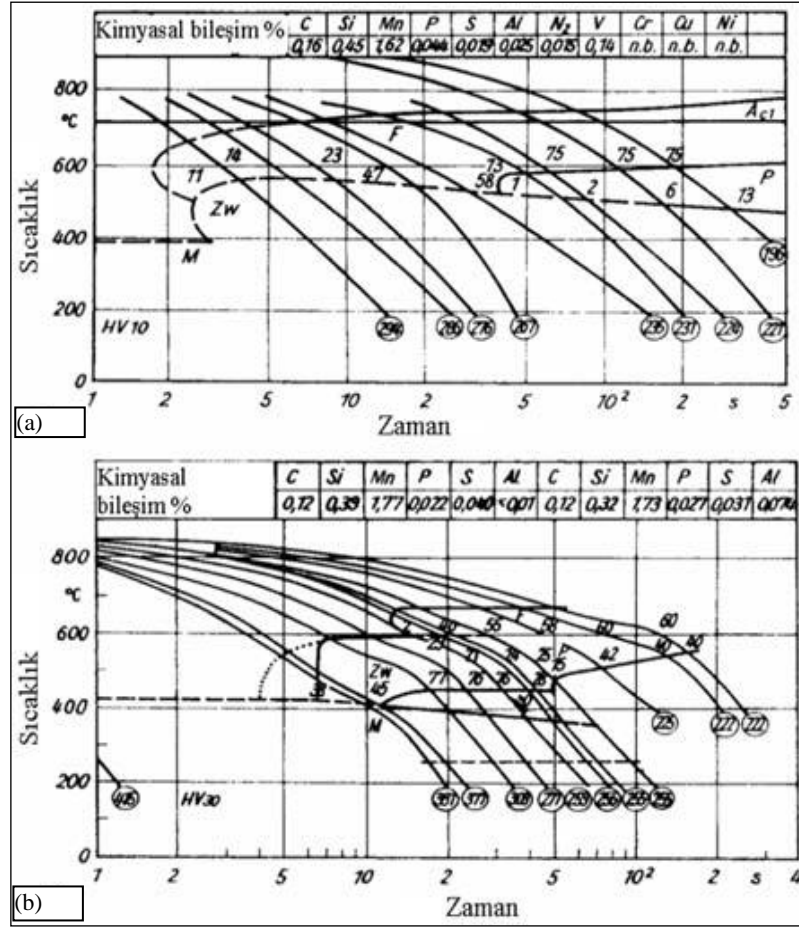
Şekil 4.2. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (kaynakta düzlemsel sıcaklık alan örnekleri) a) İnce saçlarda alın kaynağı, b) İnce bir sacın kenarında, kaynak, c) İnce saçlar arasındaki birleştirme kaynağı [40].



Şekil 4.3. Kaynaklı imalatta en çok rastlanan durumlar için eşsıcaklık eğrileri (Kaynakta hacimsel sıcaklık alan örnekleri) a) Kalın bir levha üzerinde bir dikiş kaynağı, b) Bir V-dikişin kök bölgesinde sonraki paso, c) Kalın levhalar arasında iç köşe kaynağı [40].

Esas metalin, kaynak metalinin ısısının tesiri altındaki bölgesindeki (ITAB) sıcaklık dağılımının ve soğuma hızının bilinmesi halinde, kaynaktan sonra bu bölgede meydana gelebilecek iç yapının tespiti mümkün olabilmektedir. Bu amaçla Kaynak-ZSD diyagramları kullanılır. Şekil 4.5'de H60 çeliğinin ZSD diyagramı ve Kaynak-ZSD diyagramı karşılaştırılmalı olarak verilmiştir [40].





Şekil 4.4. H60 çeliği için (a) ZSD ve (b) Kaynak-ZSD diyagramlarının karşılaştırılması [40].

#### 4.1.3. Kaynak Bölgesinin Yapısı

Kaynak yapılan bir parçada kaynak bölgesini ergime bölgesi ve ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) olmak üzere iki bölümde incelenebilir.

##### 4.1.3.1. Ergime Bölgesi

Ergime bölgesi, kaynak anında oluşan ısının etkisi ile ergiyen ve kaynaktan sonra katılan bölgedir. Isının tesiri altında kalan bölgeden, ergime çizgisi adını verilen ergimiş ve ergimemiş kısımlar arasındaki sınırla ayrılır. Bu sınır bir kaynak bağlantısından çıkartılarak dağlanan ve parlatılan enine kesit üzerinde çıplak gözle dahi kolayca izlenebilir [42].

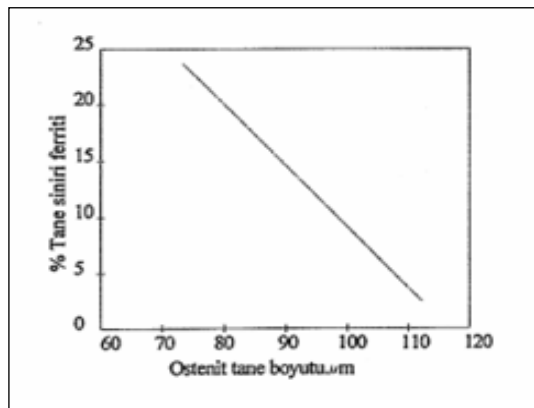
#### 4.1.3.2. Isı Tesiri Altında Kalan Bölge (ITAB)

Ergime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısının oluşturduğu çeşitli ısıl çevrimlerden etkilenmiş ve dolayısıyla iç yapı değişimine uğrayan bir bölge vardır. Bu bölgeye, ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) adı verilir.

Isı tesiri altında kalan bölge kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırdan başlayarak, kaynak işlemi anında sıcaklığın iç yapıyı, dolayısıyla metalin özelliklerini etkilediği bölgedir [42].

#### 4.1.3.3. İnküzyonların Tesiri

Tane boyutu östenitin faz dönüşümünde etkili olmaktadır. Şekil 3.6'da görüldüğü gibi östenit tane boyutu küçüldükçe tane sınırı ferrit faz oranı artar. Tane boyutu küçüldükçe tane sınırı uzunluğu arttığından, ferrit çekirdek ihtimali arttığından ferrit oranı artmaktadır. Kaynak metali oksijen oranı çok az olduğu zaman (200-300 ppm) asüküler ferrit yerine beynit ve ferrit kenar levhalarının hacim oranı artmaktadır. Oksijen oranı azaldığında inklüzyon hacim oranı azaldığından asüküler ferrit çekirdeklenmesi gerçekleşmemektedir [43].



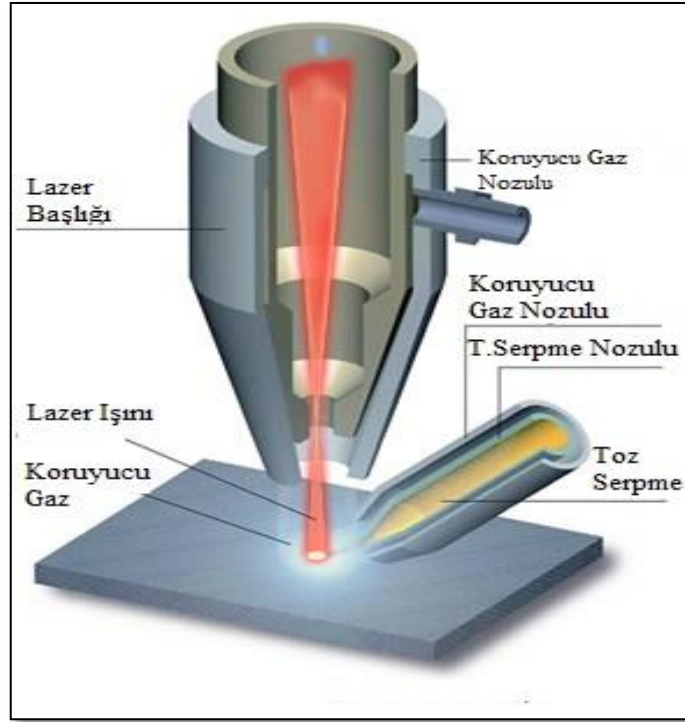
Şekil 4.5. Östenit tane boyutuna bağlı olarak tane sınırı ferrit oranı değişimi [43].

## BÖLÜM 5

### LAZER KAYNAĞI VE ÖZELLİKLERİ

#### 5.1. LAZER KAYNAĞI

Lazer kaynağı; enerji kazanmış atomların foton salış biçimlerini yöneten bir aygıttır. Lazer, İngilizce'deki "Light Amplification By Stimulated Emission Of Radiation"(radyasyon yayınının uyarılmasıyla ışığın güçlendirilmesi)" kelimelerinin baş harflerinden türetilmiş bir kısaltmadır. Şekil 5.1'de lazer kaynak yönteminin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 5.1. Lazer Kaynak yönteminin şematik gösterimi.


Malzemeye enerji aktarım şekli geleneksel kaynak yöntemlerine göre lazer kaynağında oldukça farklıdır. Lazer ortamından çıkan ışın, birçok yönlendirme aynasından

yansıyarak odaklama mekanizmasına ulaşır. Odaklanma sonucunda lazer ışını çok küçük bir alana yoğunlaştırıldığında, malzemede yerel bir erime ve buharlaşma sağlar. Lazer enerjisinin malzeme tarafından emilimi devam ederken buharlaşmış malzeme ve koruyucu gazdan oluşan plazma yoğunlaşır. Lazer enerjisinin plazmada oluşturduğu ısı, erimekte olan malzemeye geçerek iş parçasına iletilir. Malzeme içinde, eriyik maddenin çok yüksek sıcaklık ve basınç seviye farklılıklarından kaynaklanan şiddetli dolaşımın olduğu, akıcı fazlı bir buhar kanalı (anahtar deliği) oluşur. Bundan sonra, iş parçası veya ışın demeti sabit bir hızla hareket ettirilmeye başlar ve iş parçası üzerinde sürüklenir. Eriyik, ısınan buharın basıncıyla iş parçasının yüzeyine yükselir ve bu arada çekim kuvveti, viskozite ve yüzey gerilmeleriyle devam eden genişlemeler de engellenir. Bu yolla metal, lazer ışınının hareket istikametinde eritilir, geride kalan eritilmiş kısım ise katılaştır. Katılaşmadan sonra homojen bir yapıya sahip dar bir kaynak dikişi oluşur. Düşük ısı girdisi ile oluşturulan kaynak dikişinde, iş parçasındaki ITAB çok dar sınırlar içinde kalır. Kaynak çukuru oluşturarak malzemelerin kaynatılması işlemi, özellikle kalın saçların kaynak edilmesi için uygun olan bir yöntemdir [44,45].

Lazer kaynağı, sürekli (CW), darbeli (Pulsed) veya Q-anahtarlamalı (darbe içerisinde lazer konsantrasyonunun arttırılması) moda çalıştırılabilir. Darbeli operasyonlar genellikle lazerin ısını azaltmak için kullanılırlar. Buna karşın, bir çok durumda, darbeli operasyonlar Q-anahtarlaması ve mod-kilitlenmesi (zaman içindeki darbe genişliğinin kısaltılması) gibi tekniklerle kombine olarak kullanılırlar. Q anahtarlamalı ve mod kilitlemeli lazerler çok yüksek zirve güç yoğunluklarının konsantrasyonunda, bağıl olarak kısa darbe uzunlukları sağlama kabiliyetine sahiptirler [46].

Sürekli lazerlerde optik pompalama kaynağı, devamlı olarak yanan yüksek basınçlı bir lambadır. Lazer çıkışı süreklidir. (Zamana göre değişmeyen, sabit bir güç değerindedir.) Darbeli lazerlerde, optik pompalama kaynağı olarak bir flaştan faydalanılır. Salınım titreşimleriyle yüksek amplitütlü (genlikli) titreşimlerden oluşan ışık darbeleri verirler. Q-anahtarlamalı lazerde ise, optik pompalama kaynağı bir tüp flaştır. Diğerlerine benzer yapıya sahiptir. Burada lazer resonatörünün içindeki aynalardan birinin yansıtma gücünü kontrol imkanı vardır. Bu sayede lazer aracındaki atom topluluğunun dengesini bozmak ve bu denge bozulması maksimum olduğunda titreşimi başlatmak mümkün olmaktadır. Bir kaç nano saniyelik büyük tepe güçlü darbeler elde edilir.

Metal malzemeler üzerindeki lazer ışın absorpsiyonu ve kaynak mekanizması, lazer ışınının güç yoğunluğuna bağlı olarak aşağıda gösterilen üç şekilde sınıflandırılmaktadır (Şekil 5.2).

(1)Metal yüzeyinden ısı iletme bağı olarak kaynak edilir.	(2)Kaynak yüzeyinde absorpsiyon ve buharlaşma meydana gelir.	(3) Kaynak edilmiş metal parlak ışık yayar, bir anahtar deliği oluşturur.	(4) Kaynak edilmiş metal anahtar deliğinden püskürtür.
			
< İletim Biçimi >		< Nüfuziyet Biçimi >	
Düşük		Yüksek	
Güç Yoğunluğu			

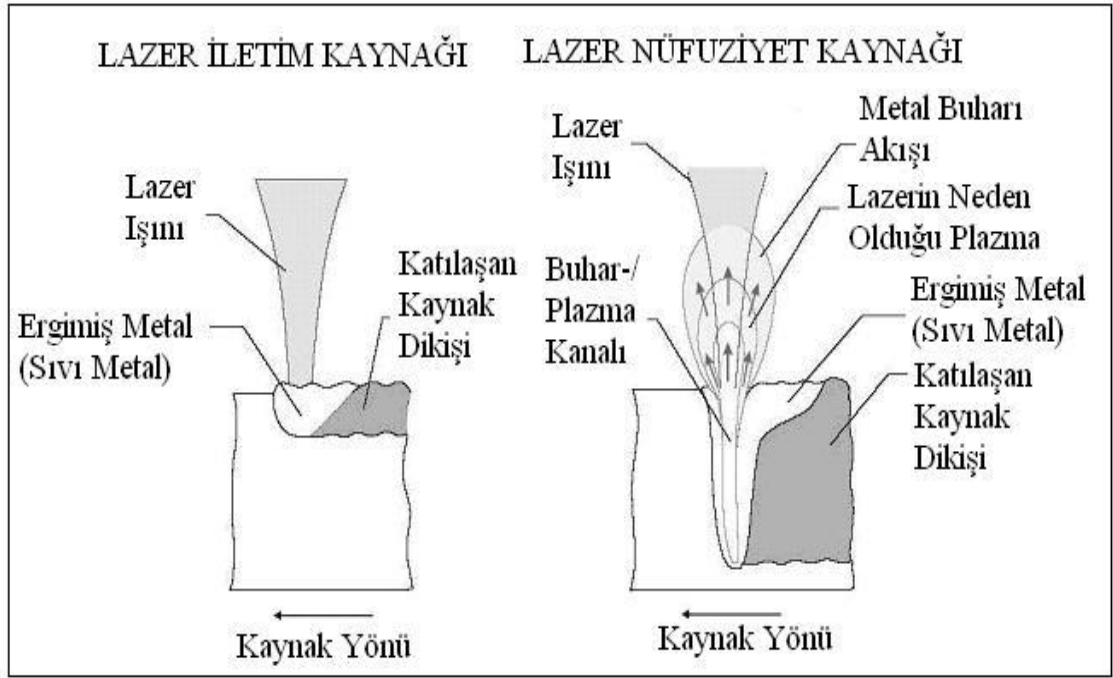
Şekil 5.2. Lazer ışınının güç yoğunluğuna bağlı olarak sınıflandırılması

Lazer ışınının verilisinin esnekliğine (güç yoğunluğu ve süre) göre üç çeşit kaynak yapılabilmektedir. Bunlar;

- İletim Biçimi (Şekil 5.3)
- İletim-Nüfuziyet Biçimi (Şekil 5.4)
- Nüfuziyet veya Anahtar Deliği (Keyhole) Biçimi (Şekil 5.3).



Şekil 5.3. Lazer iletim kaynağı.

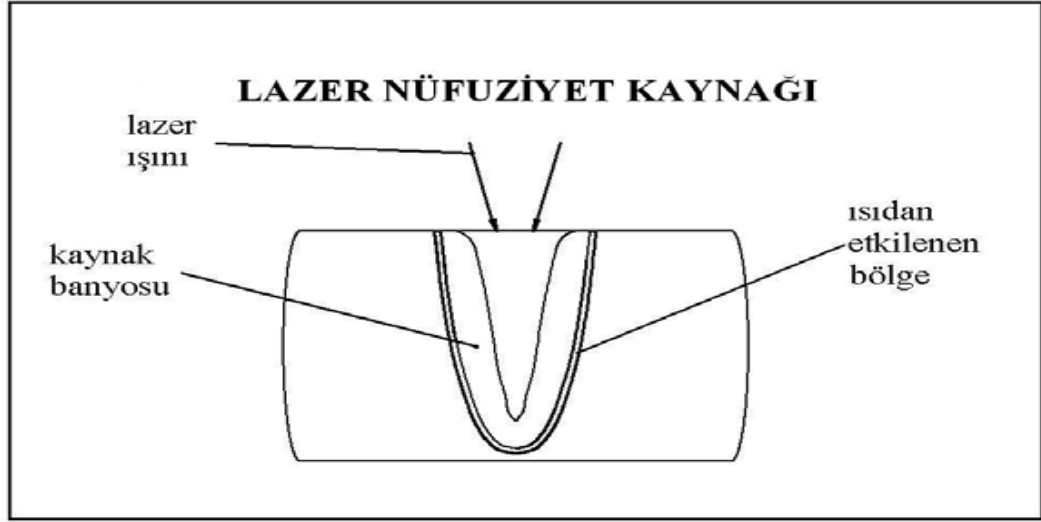


Şekil 5.4. Lazer iletim kaynağı ve nüfuziyet kaynağı.

Lazer iletim kaynağında, Şekil 5.3’de görüleceği üzere düşük enerji yoğunluğuyla yüzeysel derine inmeyen, sıg ve geniş bir kaynak dikişi oluşturulur.

Lazer Nüfuziyet kaynağında ise derin ve dar bir kaynak dikişi oluşturulur. Lazerin odaklanmasıyla bir noktayı ergime sıcaklığının üzerine ısıtarak erimiş metal içerisinde buharla çevrelenmiş bir ergime bölgesi oluşturulur (Şekil 5.5). Metalin bir kısmı buharlaşmaya kadar ısınarak bir boşluk (delik) oluşturur. Bu oluşturulan boşluk iyonize edilmiş metalik gaz ile plazma dolarak verimli olur. Buharlaşmış metal, çevreleyen sıvıyı buhar basıncıyla arkasında tutarak, iş parçası boyunca aşağıya doğru anahtar deliği olarak adlandırılan bir silindirik hacim oluşturur. Buhar iyonize olarak gelen lazer ışınımını absorbe eder ve enerjisi anahtar deliği etrafındaki ergimiş metal boyunca sevk eder. Böylece deliğin etrafındaki malzeme lazer ışınından gelen tüm enerjisi soğurur. Böylece lazer enerjisinin % 95 civarı bir silindirik hacim içerisine hapsedilir. Anahtar deliği içerisindeki sıcaklık 25.000° C’ye kadar ulaşabilir. Enerji tüm anahtar deliği (silindirik hacim) boyunca transfer edildiğinden lazer plazma kolonu içerisinde kayıp vermeden derine inebilir (nüfuz eder). Anahtar deliği tekniğini çok verimli kılan temel sebepte budur. Lazer kafası ve iş parçası arasındaki bağıl hareket anahtar deliğinin malzeme boyunca hareketiyle bir dikiş kaynağı oluşumunu sağlar.

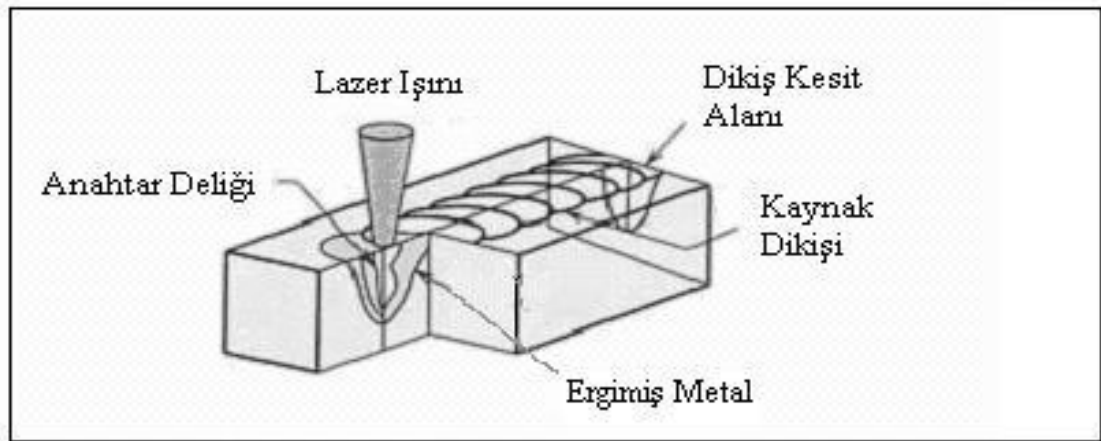
Anahtar deliği hareket ettiğinde, sıvı metal onun ön yüzeyinden arkasına doğru akar ve orada katılır. Bu akış, ergimiş metalin yüzey gerilimi ve sıcaklığın sebep olduğu değişimlerle sürdürülmektedir[46,47].



Şekil 5.5. Lazer nüfuziyet kaynağı.

Nüfuziyet kaynağının çok verimli olmasının sebepleri şunlardır;

- Buhar kanalı lazer ışınını hapsederek, yansımayla olan enerji kaybını azaltmaktadır. Buhar kanalı içinde lazer kayıp vermeden derine iner.
- Anahtar deliği bir silindirik ısı kaynağı gibi hareket etmekte, iş parçası yüzeyini aşağıya doğru genişleterek ergime bölgesinin dışındaki ısıl iletimle enerji kaybını azaltmaktadır.



Şekil 5.6. Lazer nüfuziyet kaynağının üç boyutlu gösterimi.

## 5.2. LAZER KAYNAĞININ TARİFİ VE ÖNEMİ

### 5.2.1. Lazer Kaynağının Tarifi

Kaynaklanacak iş parçası üzerinde merkez noktası hedef alınır. Yüzeyde, ışık enerjisi ısı enerjisiye çevrilir. İş parçasının yüzeyi erimeye başlar ve yüzeyin iletkenliği sayesinde erime ilerler. Kaynak için, ışın enerjisi iş parçasının buharlaşma sıcaklığının altında tutulur. Delik delme ve kesme işlemlerinde buharlaştırma gerekir. İş parçasına nüfuz etme, iletilen ısıya bağlı olduğu için kaynaklanacak malzemelerin kalınlıkları genelde 0.8 inch'in (2mm) altındadır (gelişmiş lazerlerle artık 8-10 mm kalınlıklara kadar kaynak yapılabilir). Yoğunlaştırılmış enerji, ısının tesiri altındaki bölge (ITAB) gelişmeden önce erimeyi ve birleşmeyi sağlar. Kaynaklanacak malzemeler kalınsa ve yüksek ısı iletimine sahipse (ör: alüminyum), çok küçük bir ısının tesiri altındaki bölgeye sahip olma avantajı, ciddi biçimde etkilenebilir. Bu yöntemde ısı kaynağının ışık enerjisi olması sayesinde, iş parçasında kaynak atılacak noktanın tamamen kaynaklanması yani kaynak yerinin yorulma mukavemetinin çok iyi olması sağlanır[46,47].

Işın boyunca enerji yayılımı, rezonans oyuğu (ayna eğrilik dereceleri veya şekilleri ve onların birbirlerine bağlı düzenlemelerini içerir) tasarımı ile oluşturulur. Bu bileşim, Enine Enerji Biçimleri (Transverse Energy Modes-TEMs) adı verilen boşluğa özgü olan ışını enerji modelleri içerisinde foton salınımları ile sonuçlanması ile oluşur.

Gaz (karbondioksit, helyum, neon vb.) ya da diğer lazer kaynakları olsun, tüm lazer ışın kaynaklarının işlevi temelde yoğun ışık, elektrik, elektron ışınları, kimyasallar, vb.lerinin kullanılması ve doğal ve uyarılmış fotonların bırakılmasıyla atomların uyarılması prensiplerine dayanır ve merceklerin odaklanmalarının rolü bu işlemde çok önemlidir çünkü ışın enerjisini 0.005 inch ve daha düşük çaplardaki odak noktalarına yoğunlaştırır.



### **5.2.2. Lazer Kaynağının Önemi**

Lazer kaynaklı birleştirilmelerin öneminin kavranabilmesi için, diğer imal usulleriyle mukayese edilmesi gerekir. Dolayısıyla her ne kadar her usulün üstün olduğu sahalar varsa da, birbirine çok yakın oldukları uygulamalar da vardır.

### **5.3. LAZER KAYNAK YÖNTEMİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI**

Lazer kaynak yönteminin avantajları şunlardır;

- Derin ve sınırlı (dar) kaynakların yapılabilmesinde etkilidir.
- Mikroyapıların daha ince, daha sert olması ve diğer yöntemlere göre aşınmaya daha dirençlidir.
- Isının tesiri altındaki bölge (ITAB)'nin geniş olmasından kaynaklanan sert tane büyümesi ve metalürjik hasar bu kaynak yöntemiyle en asgariye iner.
- Parça tasarımı olanakları çoktur.
- Çok küçük ve ince bileşenlerin bile kaynak edilebilmesi mümkündür.
- Girişin sınırlı ve spesifik olduğu yerlerde bile kaynağın yapılabilmesine olanak verir.
- Isıya duyarlı parçaları çok yakından kaynak atılabilir.

Lazer kaynak yönteminin dezavantajları ise şunlardır;

- Enerji ışınının darlığından dolayı, iyi hazırlanmış-dar kare ya da alın birleşme yerlerinin düz olmasına ihtiyaç duyulur.
- Kaynak yerinin yüksek ve derinlik/genişlik oranından dolayı dolgu metalinin içeriye sokulması zordur.

## BÖLÜM 6

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 6.1. GİRİŞ

Bu bölümde, deneysel çalışmalarda kullanılan malzemeler hakkında bilgi verilerek, TRIP800/DP600/DP800 çeliklerinin kimyasal bileşimleri verilmiştir. Bu çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemi ve kullanılan kaynak parametreleri tanımlanmıştır. Birleştirilen numunelere uygulanan mikroyapı, mikrosertlik, çekme, çentik darbe ve SEM (Scanning Electron Microscope) çalışmalarının nasıl yapıldığı ve hangi numunelerin kullanıldığı hakkında detaylı bilgi verilecektir.

#### 6.2. MALZEMELERİN KİMYASAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİ

Deneysel çalışmalarda, otomotiv sektöründe kullanılan ve ticari adı TRIP800/DP800/DP600 ve sırasıyla 1.5/1.2/1.4 mm kalınlığında çelik saclar kullanılmıştır. Çizelge 6.1'de bu çeliğin deneysel olarak yapılan spektral analiz değerleri sonuçlarına göre kimyasal bileşimleri aşağıda belirtilmiştir.

Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin spektral analiz sonuçlarına göre kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça).

Kalite	C	Mn	Al	Cr	Si	Ti	V	W	Fe
TRIP800	0.205	2.21	0.43	0.321	0.48	0.019	0.011	0.19	Kalan
DP 800	0.147	1.93	0.31	0.256	0.45	0.016	0.039	0.135	Kalan
DP 600	0.131	1.82	0.29	0.274	0.39	0.011	0.027	0.120	Kalan

### 6.3. KAYNAK İŞLEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ

#### 6.3.1. Kaynak İşlemi

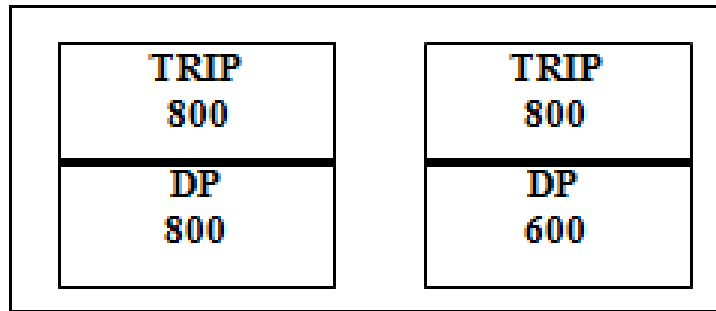
TRIP800/DP800 ve DP600/TRIP 800 çeliklerini kendi aralarında lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynaklanacak bu çelikler üzerinde merkez noktası hedef alınıp yüzeyde, ışık enerjisi ısı enerjisiye çevrilmiştir. Kaynak için, ışın enerjisi iş parçasının buharlaşma sıcaklığının altında tutulmuştur.

#### 6.3.2. Kaynak Parametreleri

Kaynak birleştirmeye tabi tutulan TRIP800/DP800 ve DP600/TRIP 800 çeliklerinde kullanılan parametreler Çizelge 6.2’de, kaynak planı ise Şekil 6.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 6.2. Lazer kaynak makinesinin kullanılan parametreler.

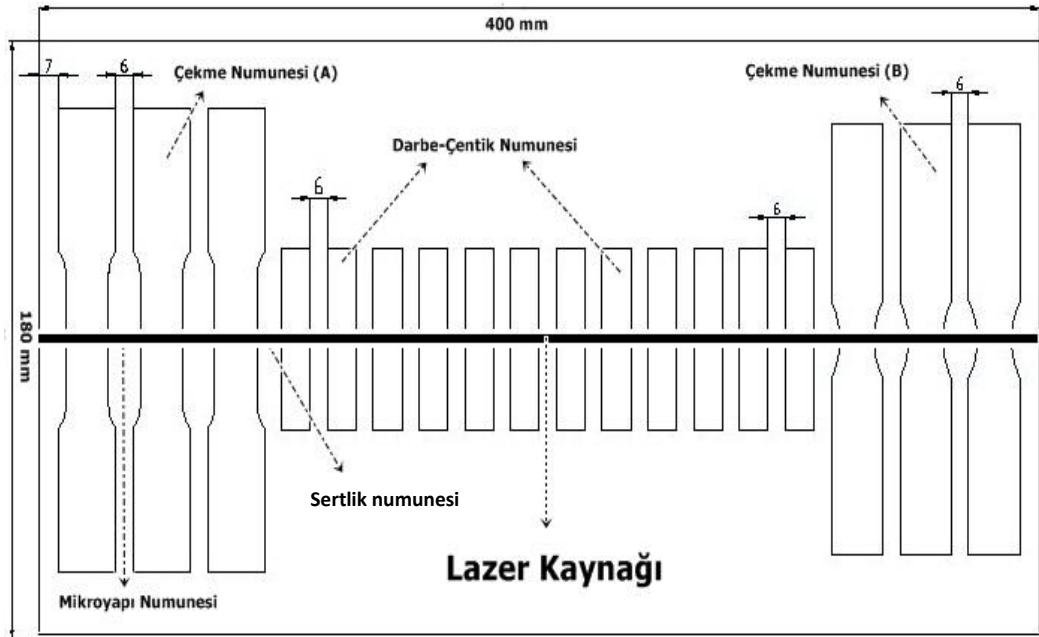
Kaynak Hızı	Işın Çapı	Dalga Boyu	Koruyucu Gaz
3000mm/dk	200 micron	1000W Fiber Lazer/1065 micron	10 lt./dk Argon



Şekil 6.1. Lazer kaynaklı bağlantıların kaynak planı.

#### 6.4. KAYNAKLI PARÇALARDAN NUMUNELERİN KESİLMESİ

Kaynaklı numunelere çekme, çentik darbe, mikrosertlik ve mikroyapılarının incelenmesi için standartlara uygun parçaların çıkarılması amacıyla su jeti kesme işlemi uygulanmıştır. Kesme işlemi başlardan kaynaklı parçanın her iki tarafından 15 mm çıkarılarak yapılmıştır. Sebebi ise kaynak başlama ve bitiminde olası hatalardan kaçınmaktır. Şekil 6.2’de kesim çıkarılma planı ve boyutları verilmiştir.



Şekil 6.2. Kaynaklı plakalardan deney parçalarının çıkarılma planı.

#### 6.5. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

Deney numuneleri, standart metalografik usullerle (zımparalama, parlatma ve dağlama) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Kaynaklı numunelerin mikroyapı karakterizasyonu için hazırlanan numuneler sırasıyla 200-400-600-800-1000-1200 mesh’lik su zımparasıyla zımparalanarak pürüzsüz yüzey elde edilmiştir. Daha sonra bu yüzeyler sırasıyla 3 µm ve 1 µm elmas pasta ile keçede parlatılarak dağlanmaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için % 2 Nitrik Asit + % 98 Methanol (%2 Nital) çözeltisi kullanılmıştır. Dağlanan numunelerin yüzeyi methanol ile temizlenip kurutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri için Nikon marka Epiphot 200 modeli mikroskop kullanılmıştır (Şekil 6.3).



Şekil 6.3. Deneyleerde kullanılan optik mikroskop.

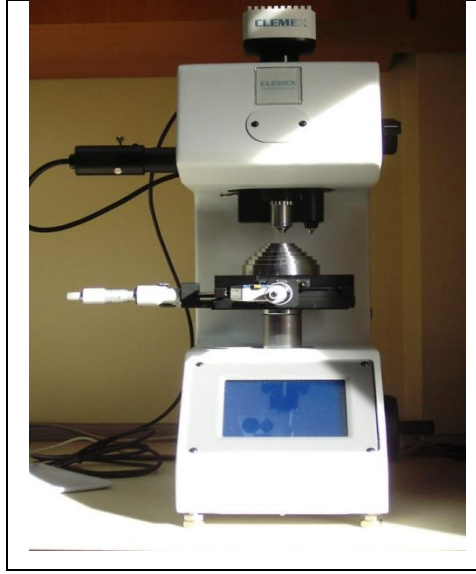
Kaynaklı bağlantıların mikroyapı incelemeleri kaynak merkezlerinden bor yağđ + su soğutmalı olarak kesilmiştir. Ardından yukarıda belirtilen işlem basamakları uygulanarak esas metal, ITAB ve kaynak metalinin mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır.

#### **6.6. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SCANNING ELECTRON MICROSCOPE-SEM) İNCELEMESİ**

Deneysel çalışmalarda kullanılan kaynaklı TRIP800/DP800, TRIP800/DP600 eliklerinin analizi Karabük Üniversitesi Demir elik Enstitüsünde bulunan CARL ZEISS PLUS marka mikroskop kullanılarak incelenmiştir.

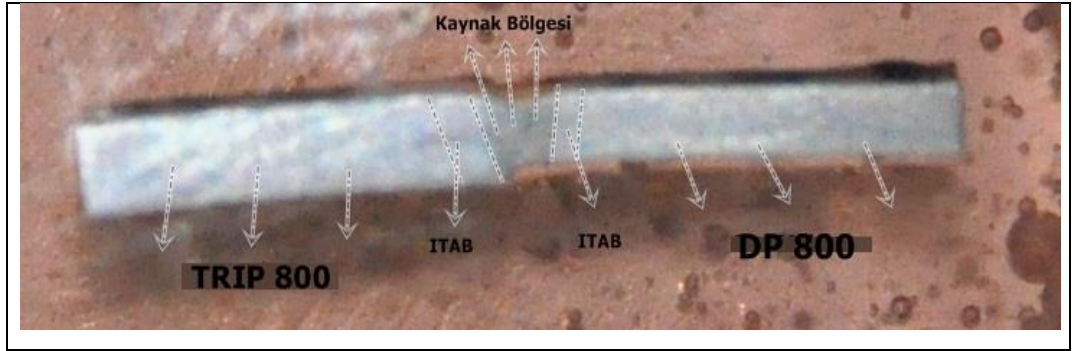
#### **6.7. SERTLİK TESTİ**

Deneysel çalışmalarda kaynaklı bağlantıların sertlik değerleri Vickers (HV 0.2) sertlik deney metodu ile alınmıştır (Şekil 6.4).

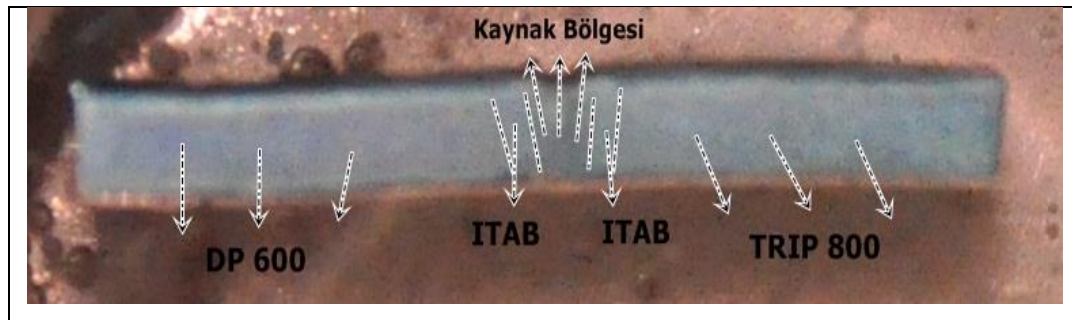


Şekil 6.4. SCHIMATHSU marka sertlik ölçüm cihazı.

Sertlik testleri için, SCHIMATHSU / HV 0.2 N marka cihazla 15 noktadan Vickers türünden Şekil 6.5’de ve Şekil 6.6’da belirtilen noktalardan mikro sertlik ölçüm değerleri alınmıştır.



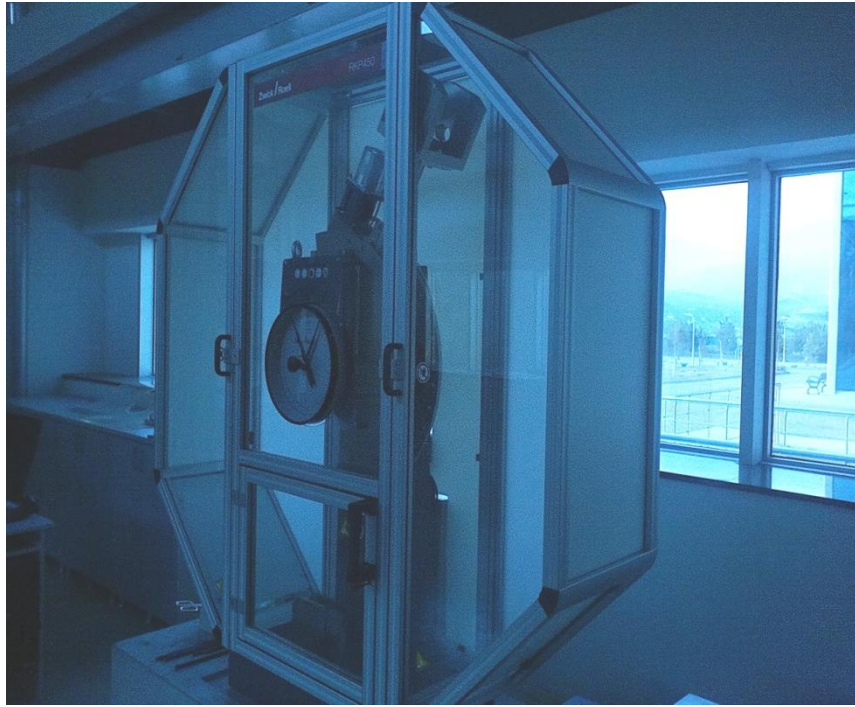
Şekil 6.5. Yatay eksende TRIP800/DP800sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.



Şekil 6.6. Yatay eksende TRIP800/DP600 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.

## 6.8. ÇENTİK DARBE DENEYİ

Deneylelerde Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesinin darbe dayanımları ZWICK ROELL marka çentik darbe cihazı ile ölçülmüştür (Şekil 6.7). Darbe dayanımını ölçmek için kaynak merkezinden TS EN ISO 148-1 standartlarına uygun bir şekilde çentikler açılarak 25°C, 0°C, -25°C ve -50°C sıcaklıklarda darbe deneyi yapılmıştır.

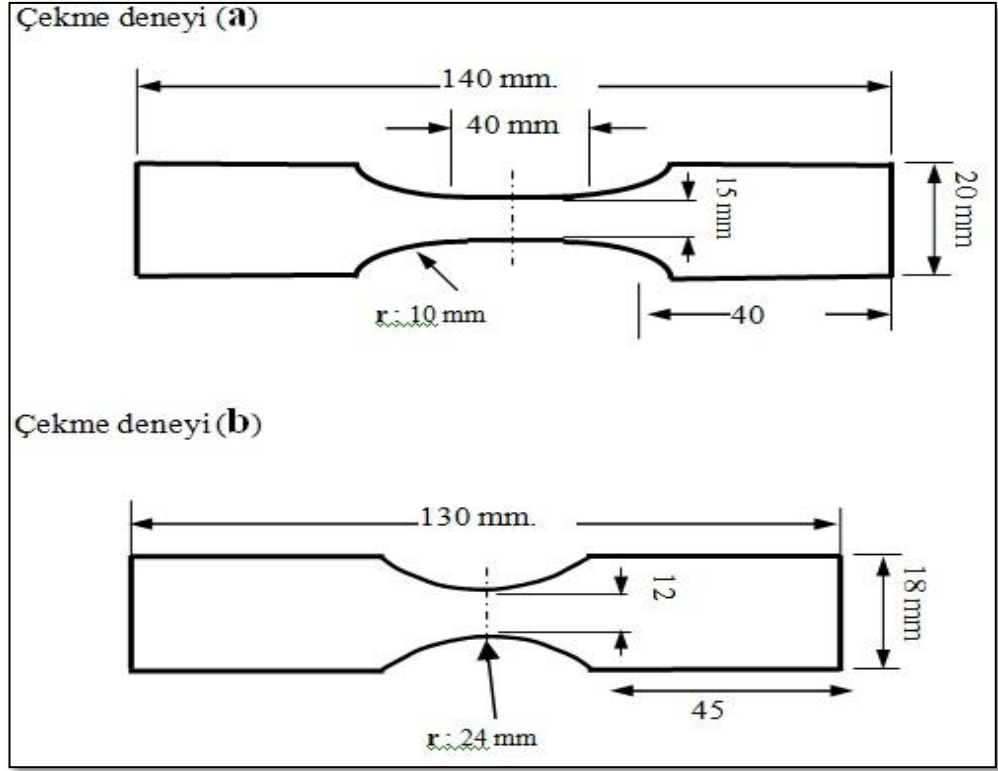


Şekil 6.7. Çentik darbe deneylerinin yapıldığı test cihazı.

## 6.9. ÇEKME DENEYİ NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI VE UYGULANMASI

### 6.9.1. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi

Lazer kaynağı ile birleştirilmiş parçaların (Şekil 6.8) mekanik özelliklerinin incelenmesi adına 2 farklı tarzda çekme testleri yapılmıştır.



Şekil 6.8. Su jeti kesim ile hazırlanmış çekme deneyi numuneleri.

Malzemeler TSEN ISO 6892-1 standardına göre Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Laboratuvarındaki 40 tonluk LANDMARK marka (Şekil 6.9) çekme deneyi cihazında 2mm/dk. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Testlerde 2 farklı test numunesinin çıkarılma nedeni A numunesinde kaynak metal, ITAB ve ana malzeme gerilmeye maruz kalacak şekilde boyutlandırılmıştır. Burada kopmanın nereden kaynaklanacağı araştırılmak istenmektedir. B numunesinde ise kaynak metal en dar bölge olup kaynak metalinin dayanım değerlerinin ölçülmesi hedeflenmiştir.





Şekil 6.9. Çekme deneylerinin yapıldığı test cihazı.



Şekil 6.10. Su jeti ile kesilmiş olan çekme ve darbe çentik numunelerinin gösterimi.



Şekil 6.11. Su jeti ile kesilmiş olan çekme ve darbe çentik numuneleri.

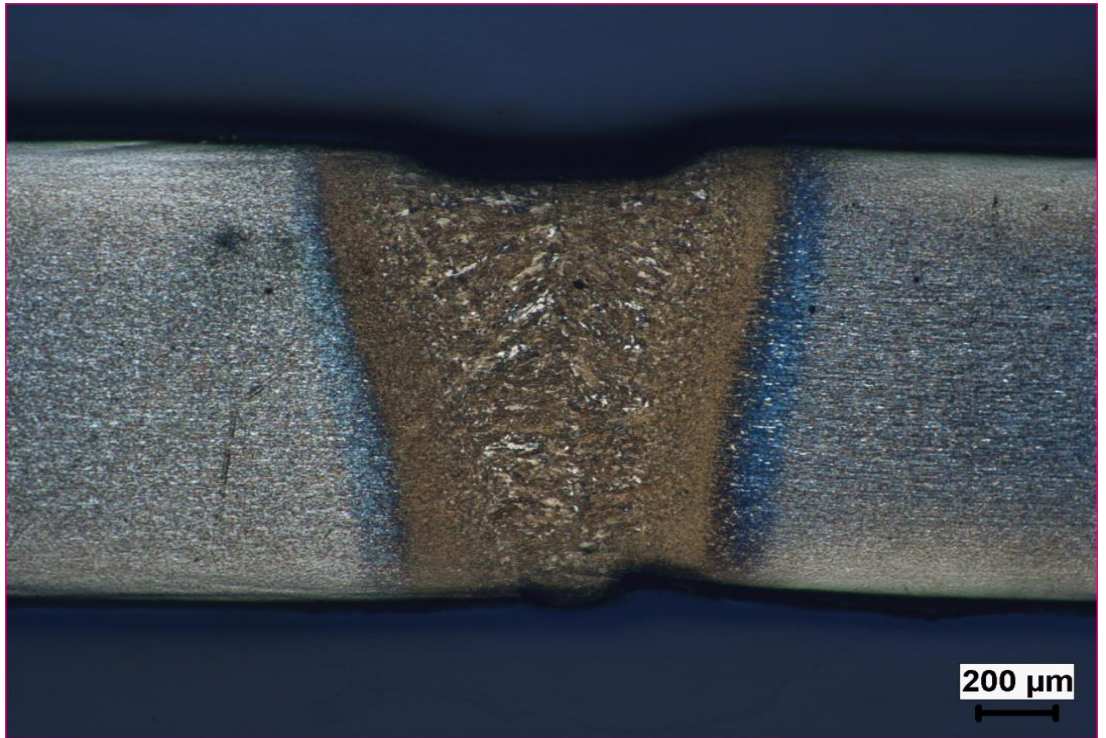
## BÖLÜM 7

### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 7.1. METALOGRAFİK SONUÇLAR

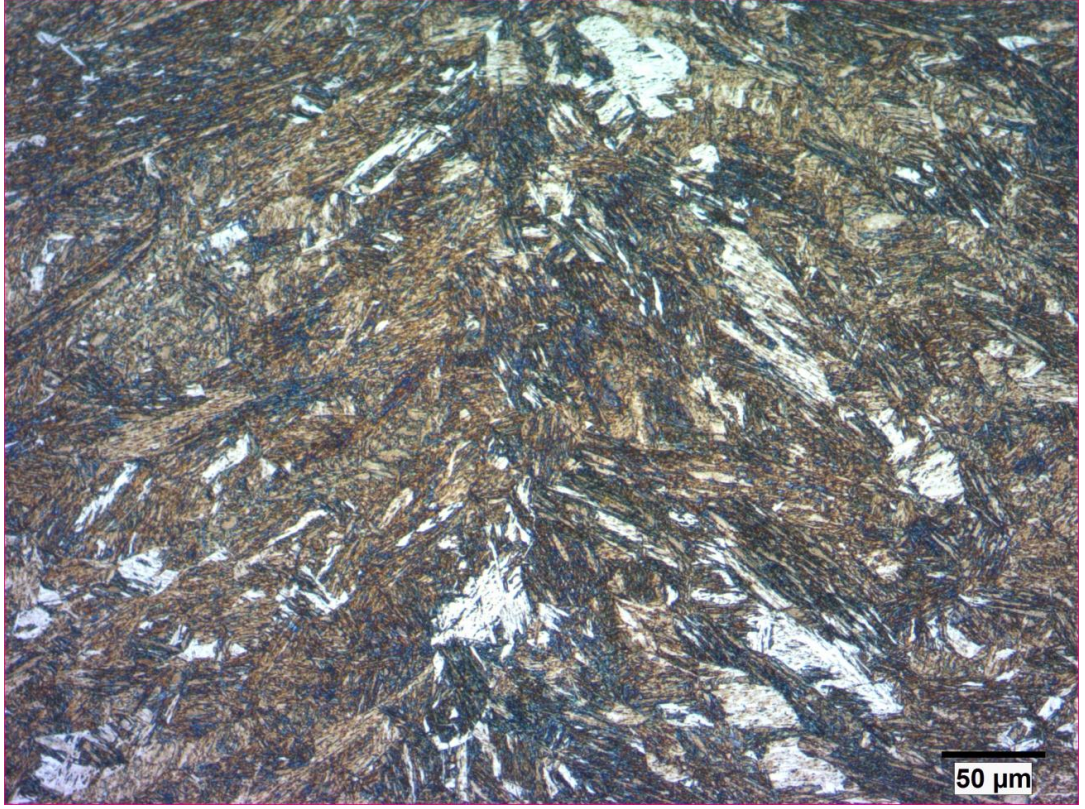
##### 7.1.1. Mikroyapı İncelemeleri Sonuçları

Birleştirilmiş TRIP800/DP600 numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları aşağıdaki Şekil 7.1-7’de verilmiştir.

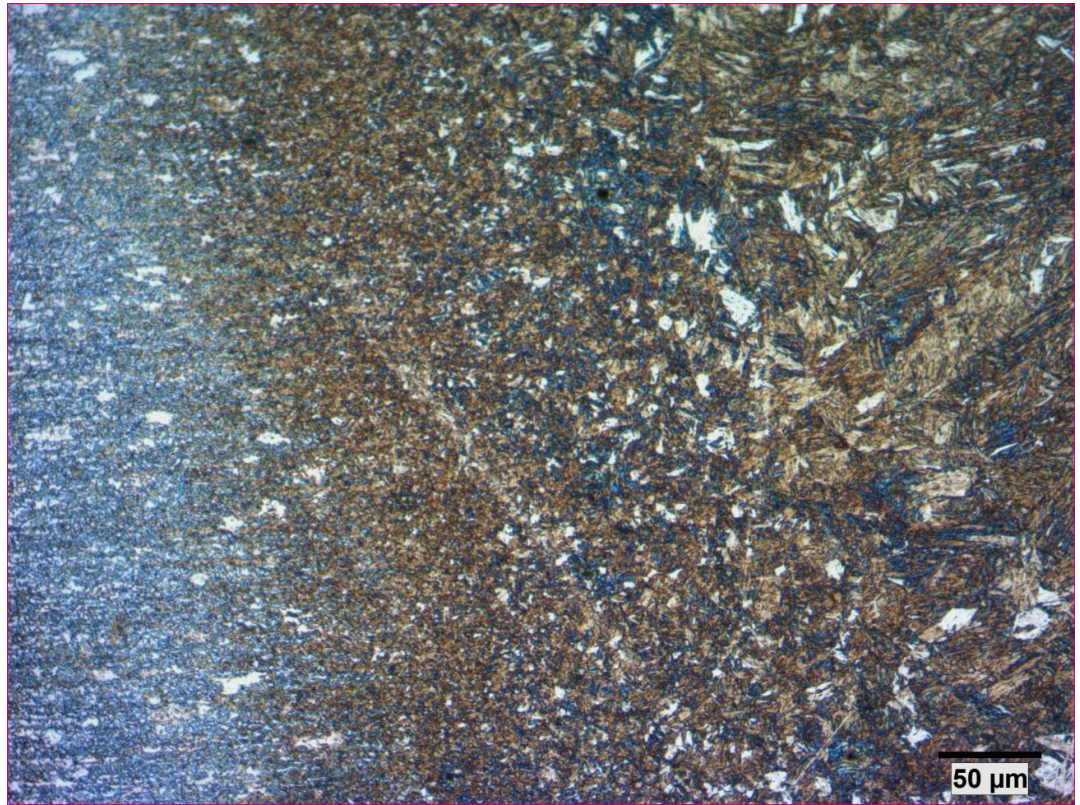


Şekil 7.1. DP600/TRIP800 Kaynak bölgesi 50X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



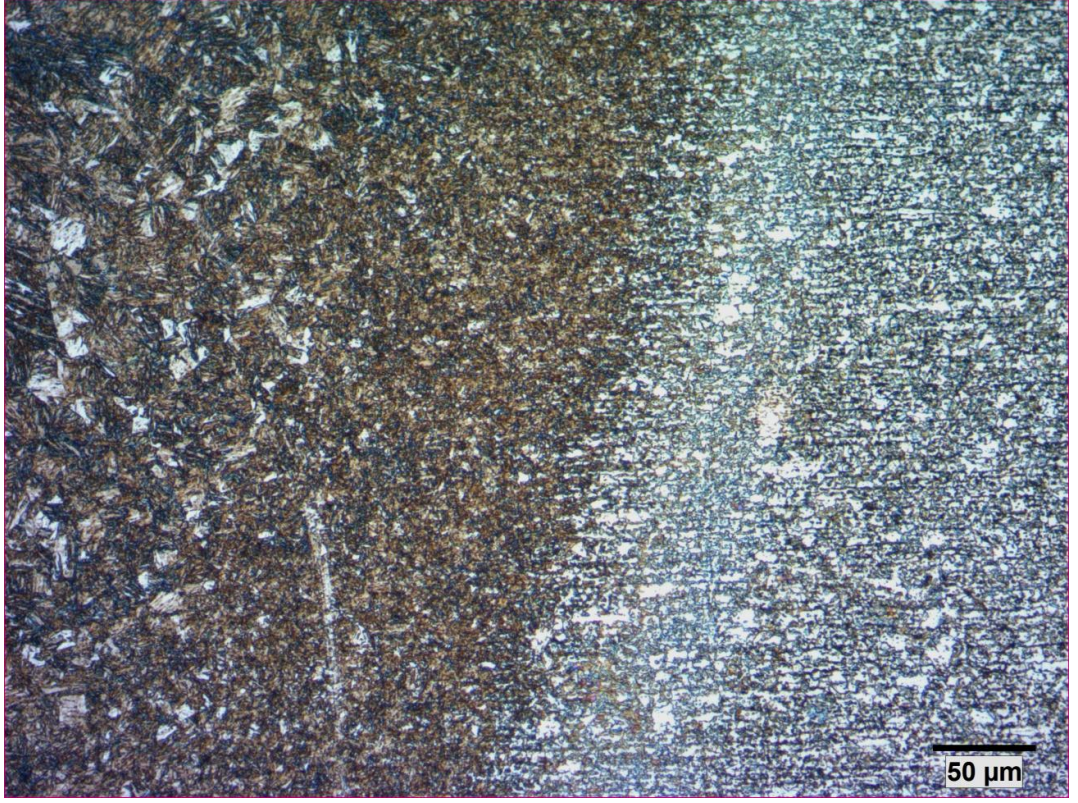


Şekil 7.2. TRIP800/DP600Kaynak bölgesi 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü.

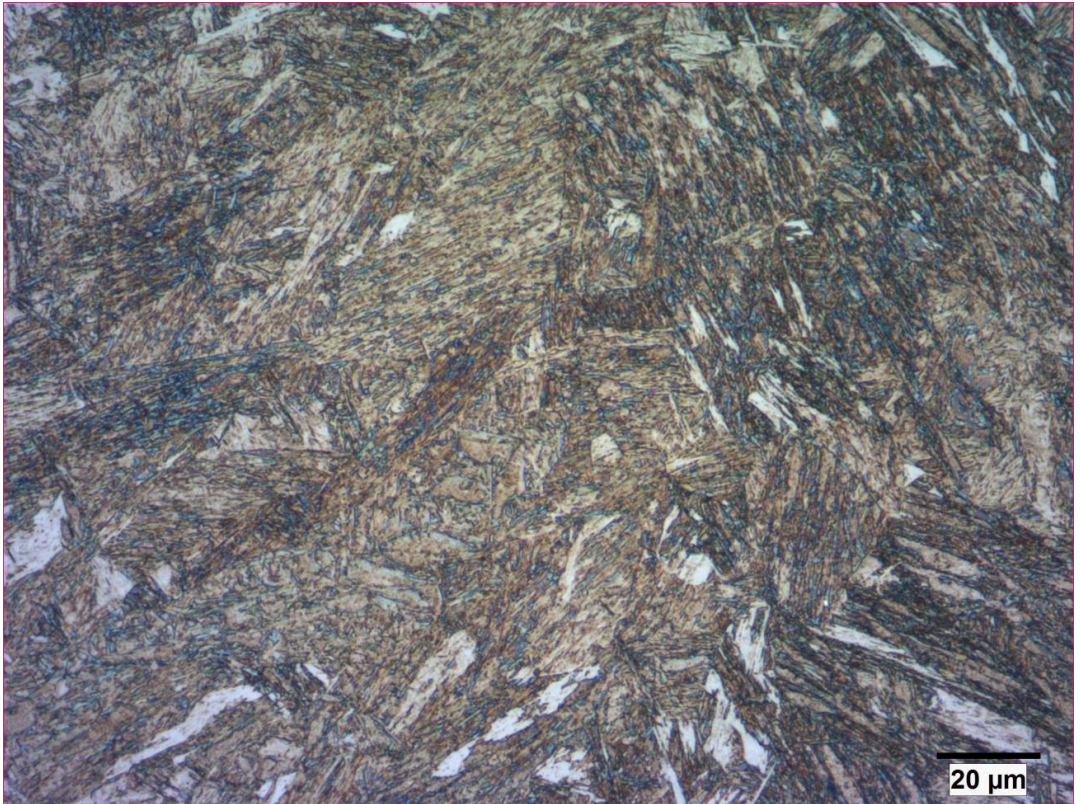


Şekil 7.3. TRIP800/DP600 ITAB bölgesi 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



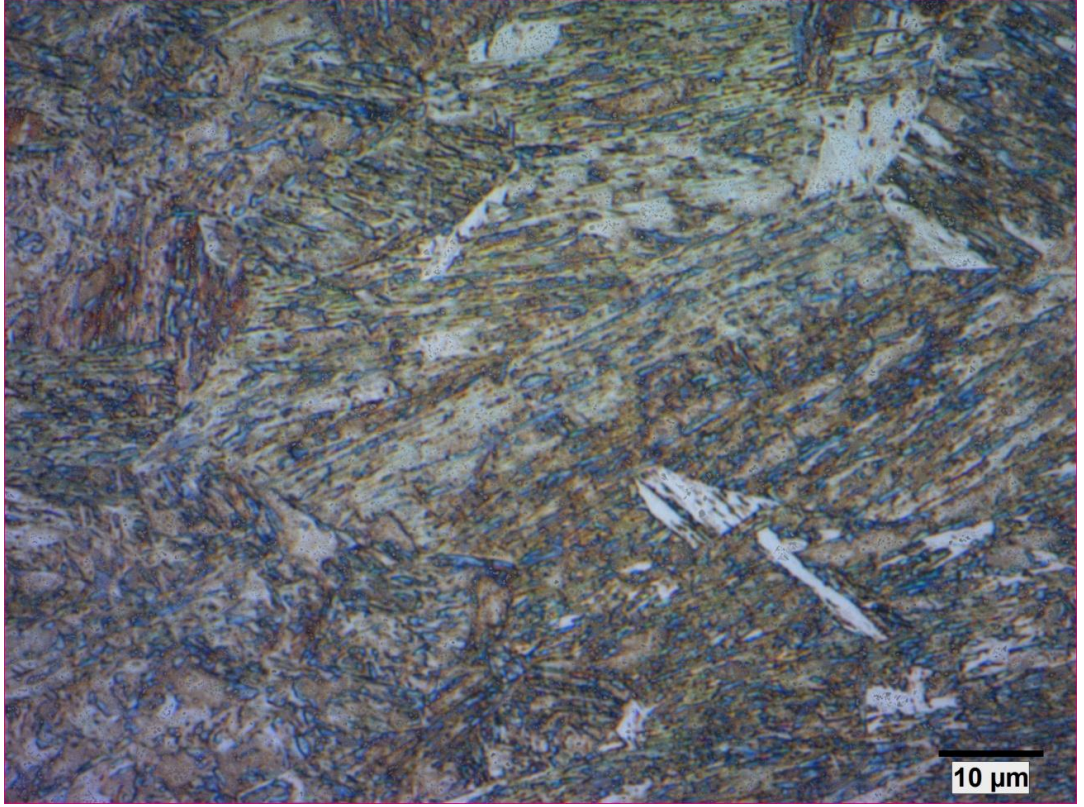


Şekil 7.4. TRIP800/DP600 ITAB bölgesi 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü.

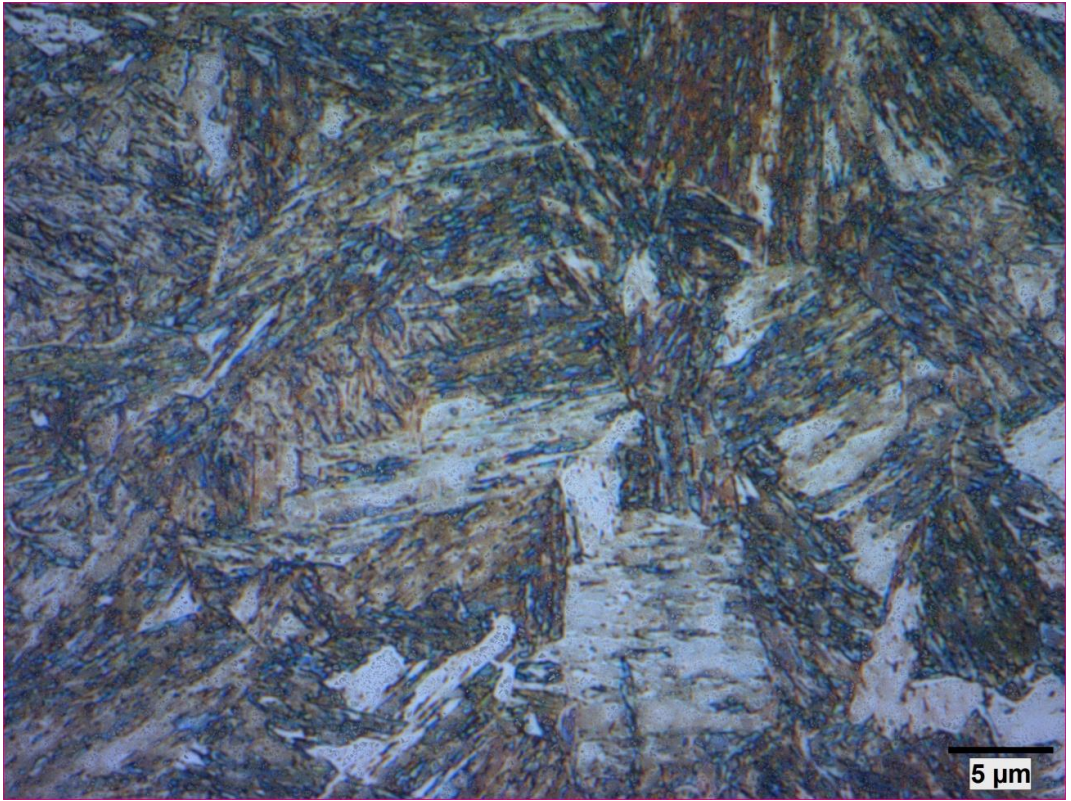


Şekil 7.5. TRIP800/DP600 Kaynak bölgesi 500X büyütmede mikroyapı görüntüsü.





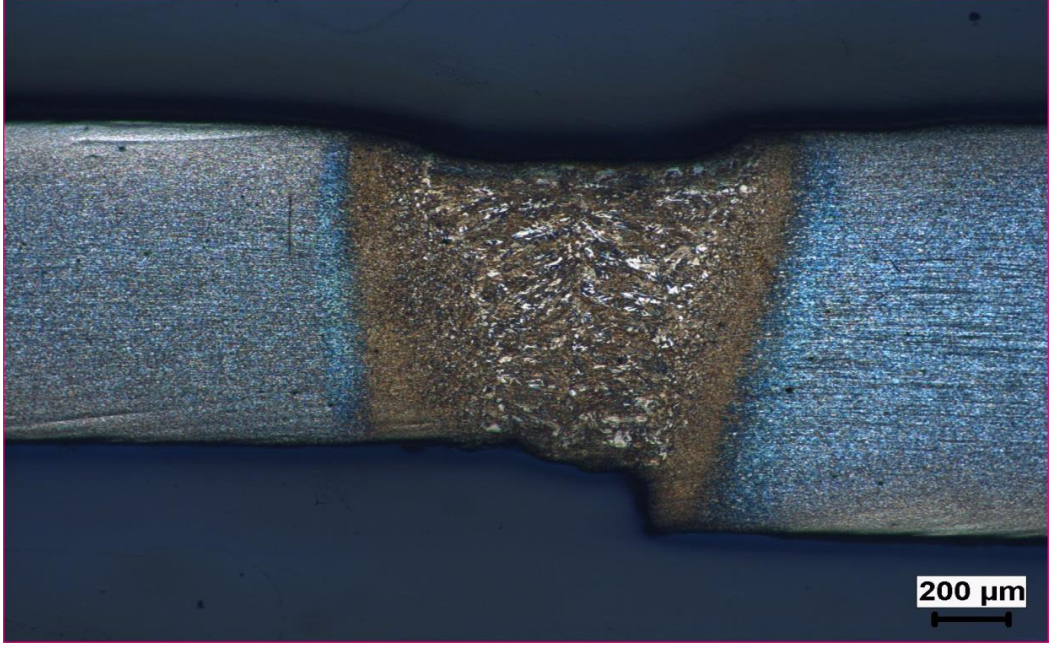
Şekil 7.6. TRIP800/DP600 Kaynak bölgesi 1000X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



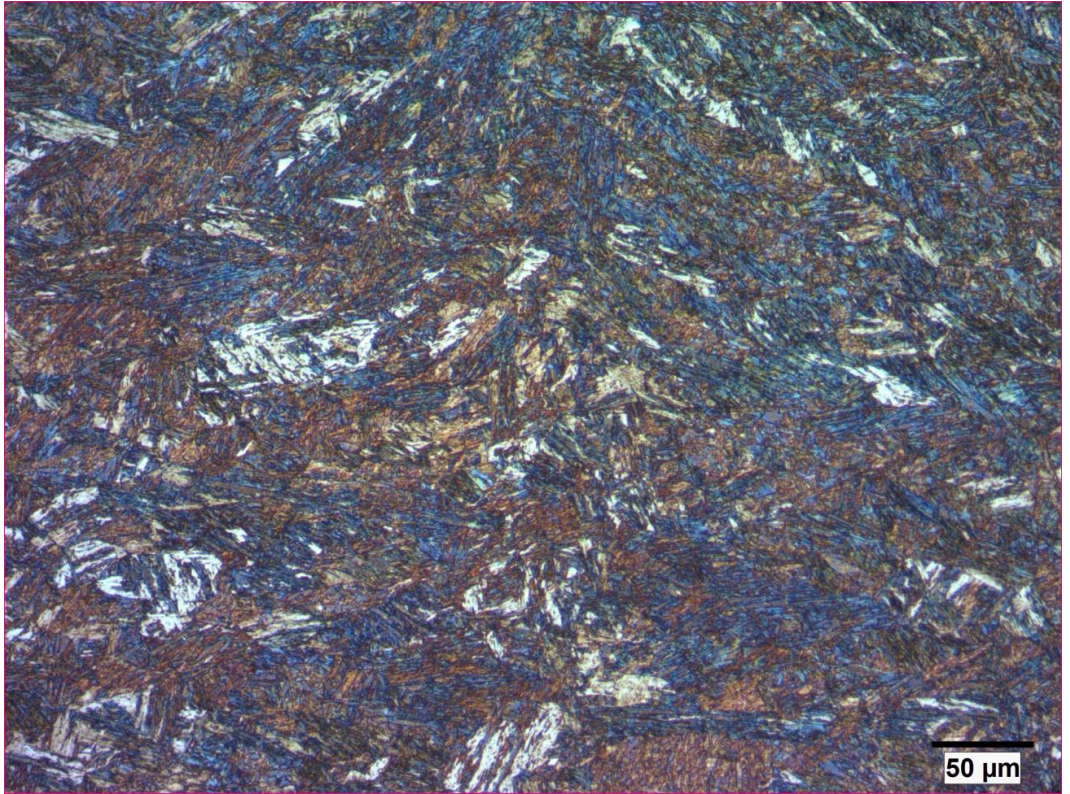
Şekil 7.7. TRIP800/DP600 Kaynak bölgesi 2000X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



Birleştirilmiş TRIP800/DP600 numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları aşağıdaki Şekil 7.8-14'de verilmiştir.

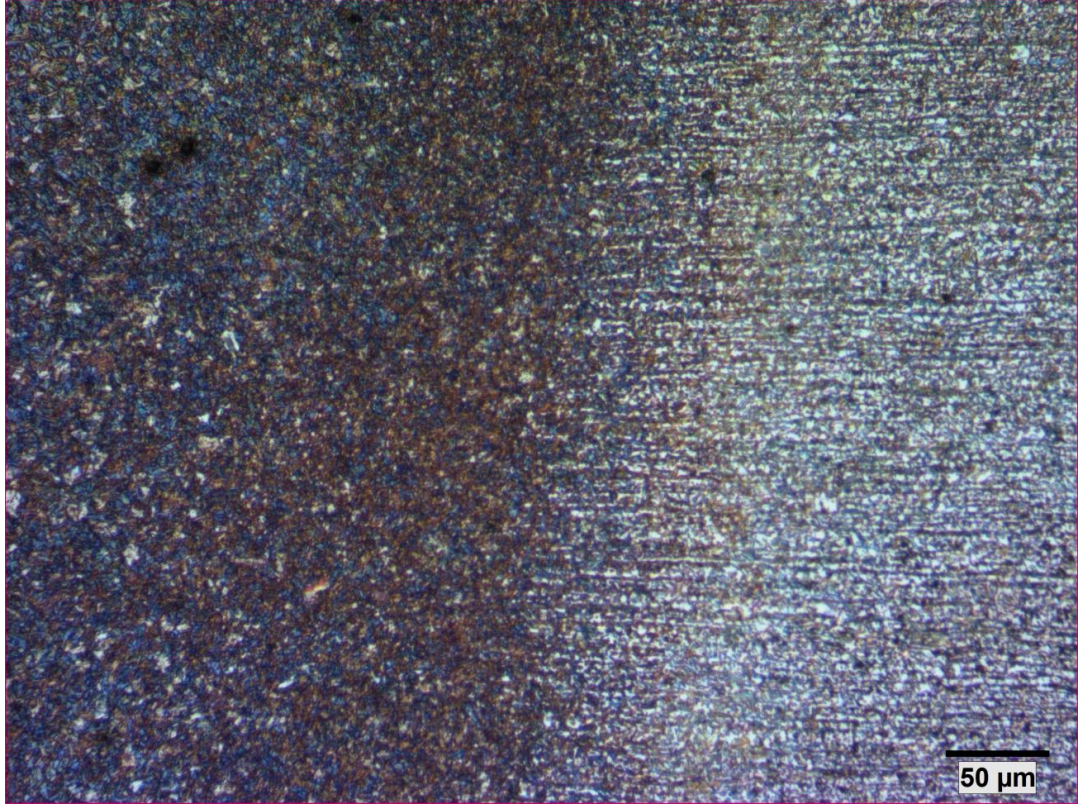


Şekil 7.8. TRIP800/DP800 Kaynak b6lgesi 50X b6y6tmede mikroyapı g6r6nt6s6.

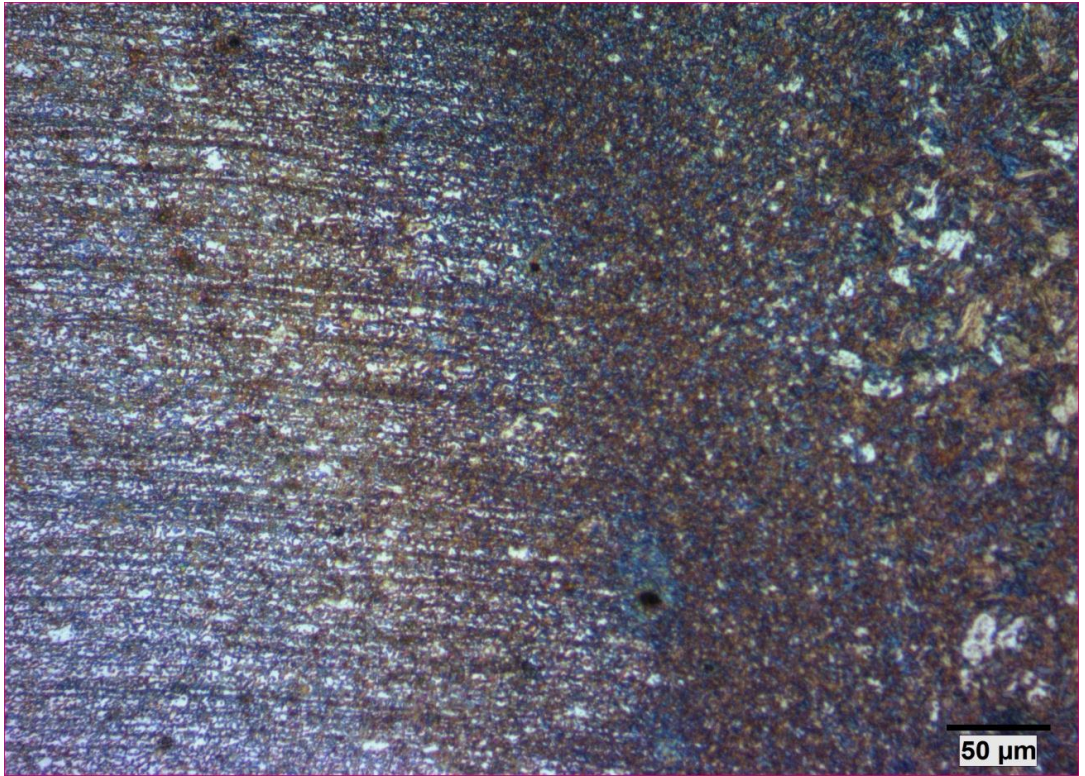


Şekil 7.9. TRIP800/DP800 Kaynak b6lgesi 200X b6y6tmede mikroyapı g6r6nt6s6.



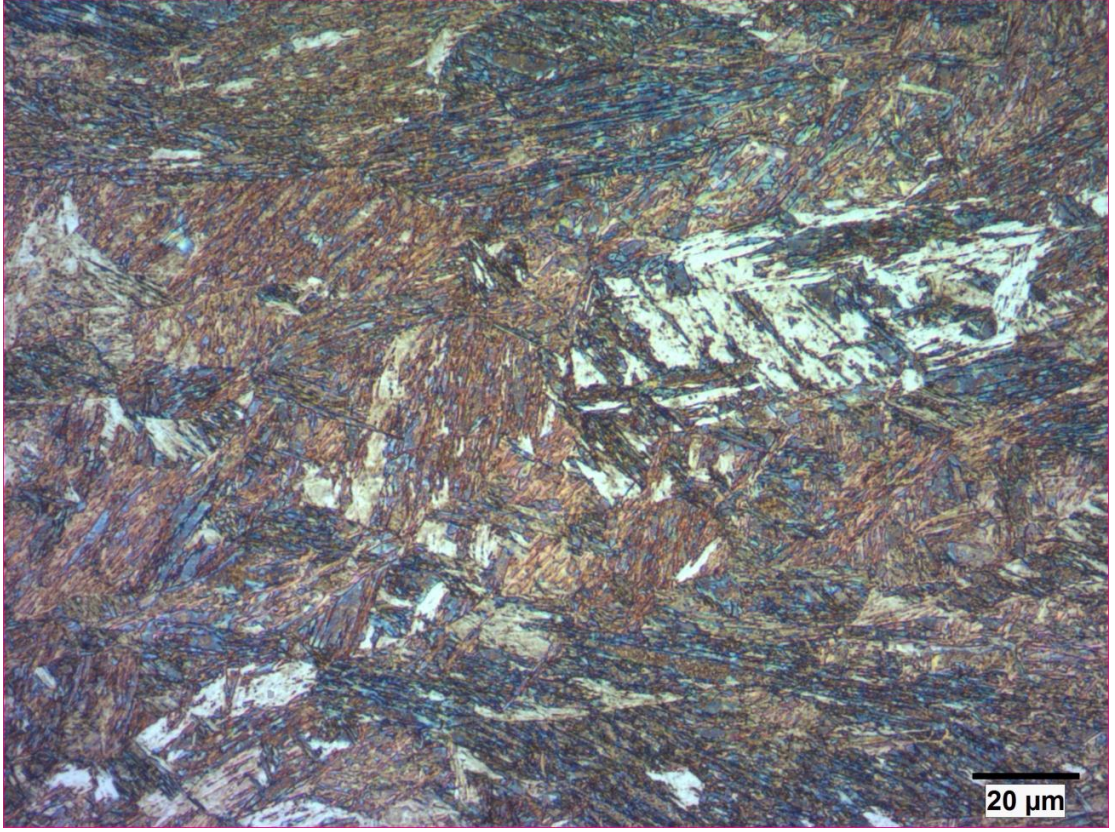


Şekil 7.10. TRIP800/DP800 ITAB bölgesi 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü.

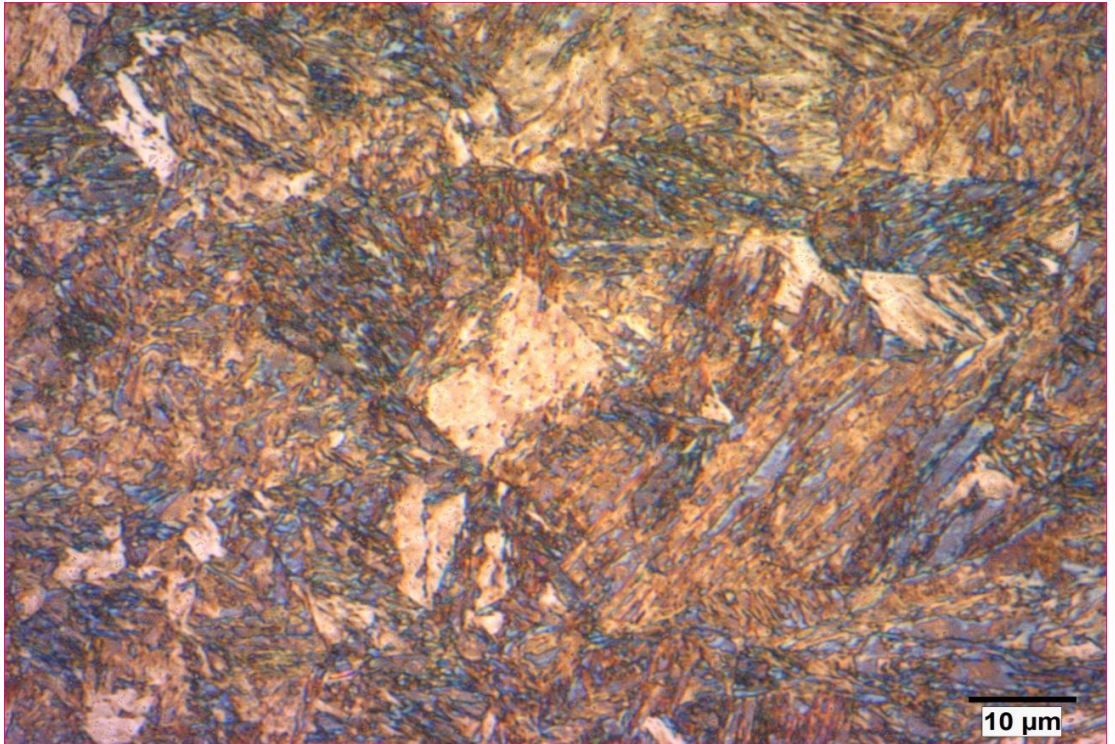


Şekil 7.11. TRIP800/DP800 Kaynak bölgesi 200X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



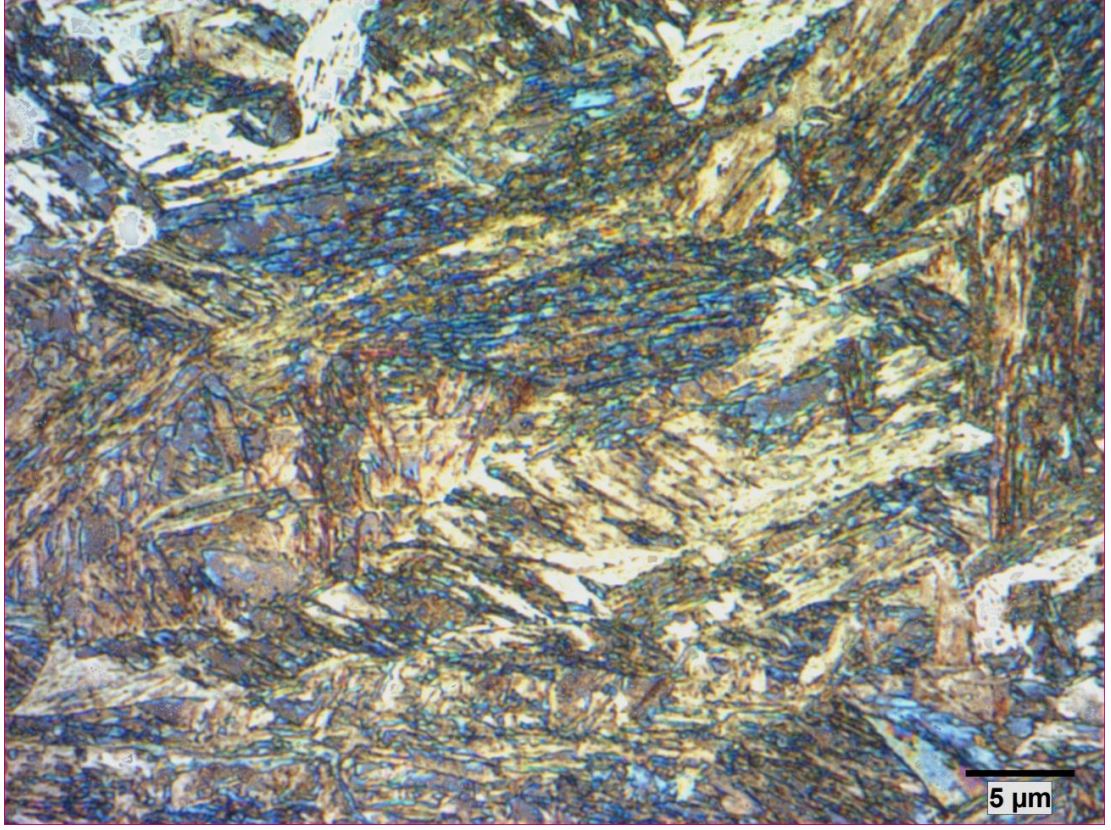


Şekil 7.12. DP800/TRIP800 Kaynak bölgesi 500X büyütmede mikroyapı görüntüsü.



Şekil 7.13. TRIP800/DP800 Kaynak bölgesi 1000X büyütmede mikroyapı görüntüsü.





Şekil 7.14. TRIP800/DP800 Kaynak bölgesi 2000X büyütmede mikroyapı görüntüsü.

## **7.2. KIRILMA VE KOPMA YÜZEYLERİNİN SEM İNCELEMELERİ**

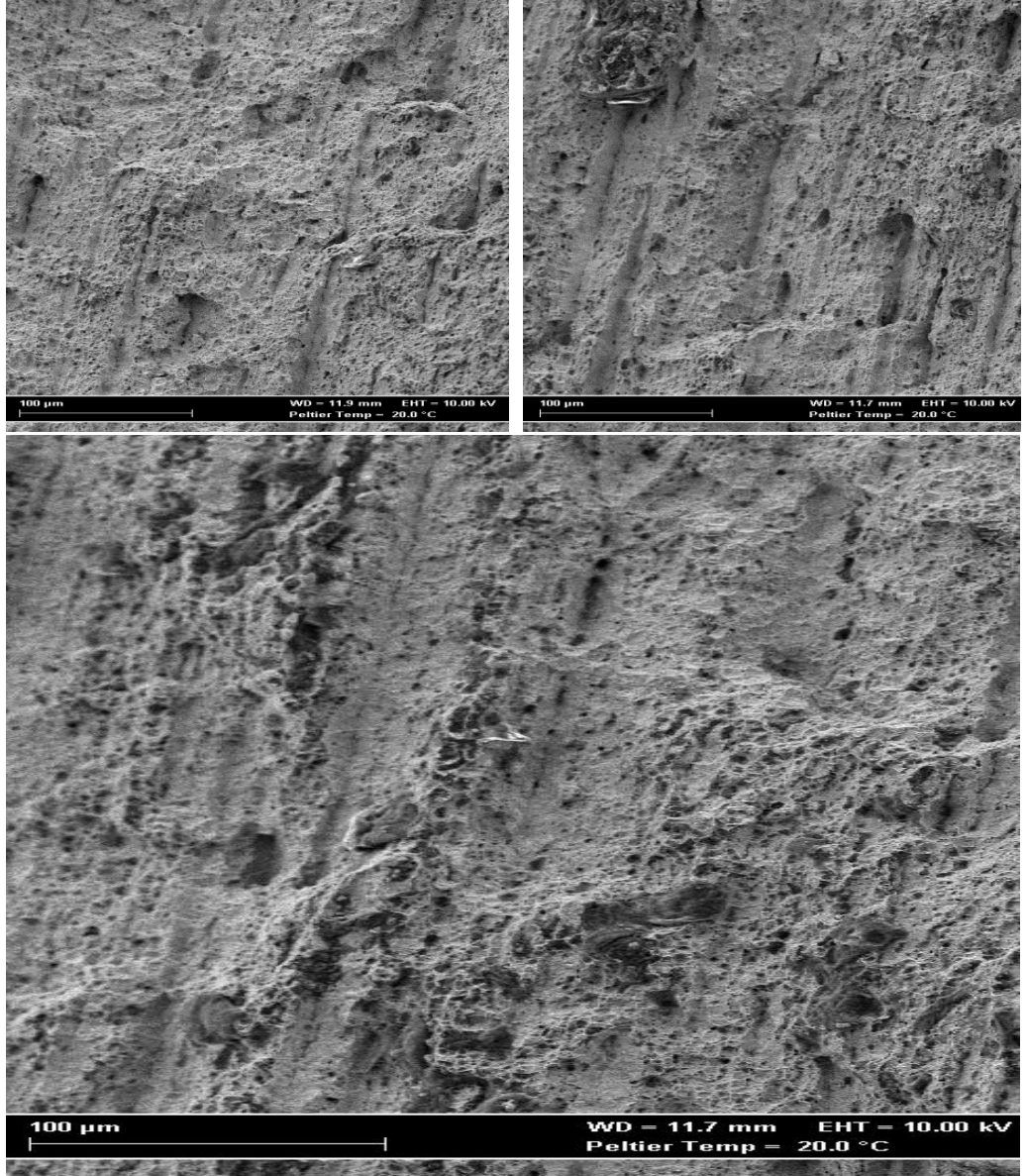
Bu çalışmada kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonucunda kopan bölgelerin kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları verilmiştir.

### **7.2.1. Kırık Yüzey SEM Görüntüleri**

TRIP800/DP600/DP800 kırık yüzeyde 2000x büyütme kadar alınmıştır.

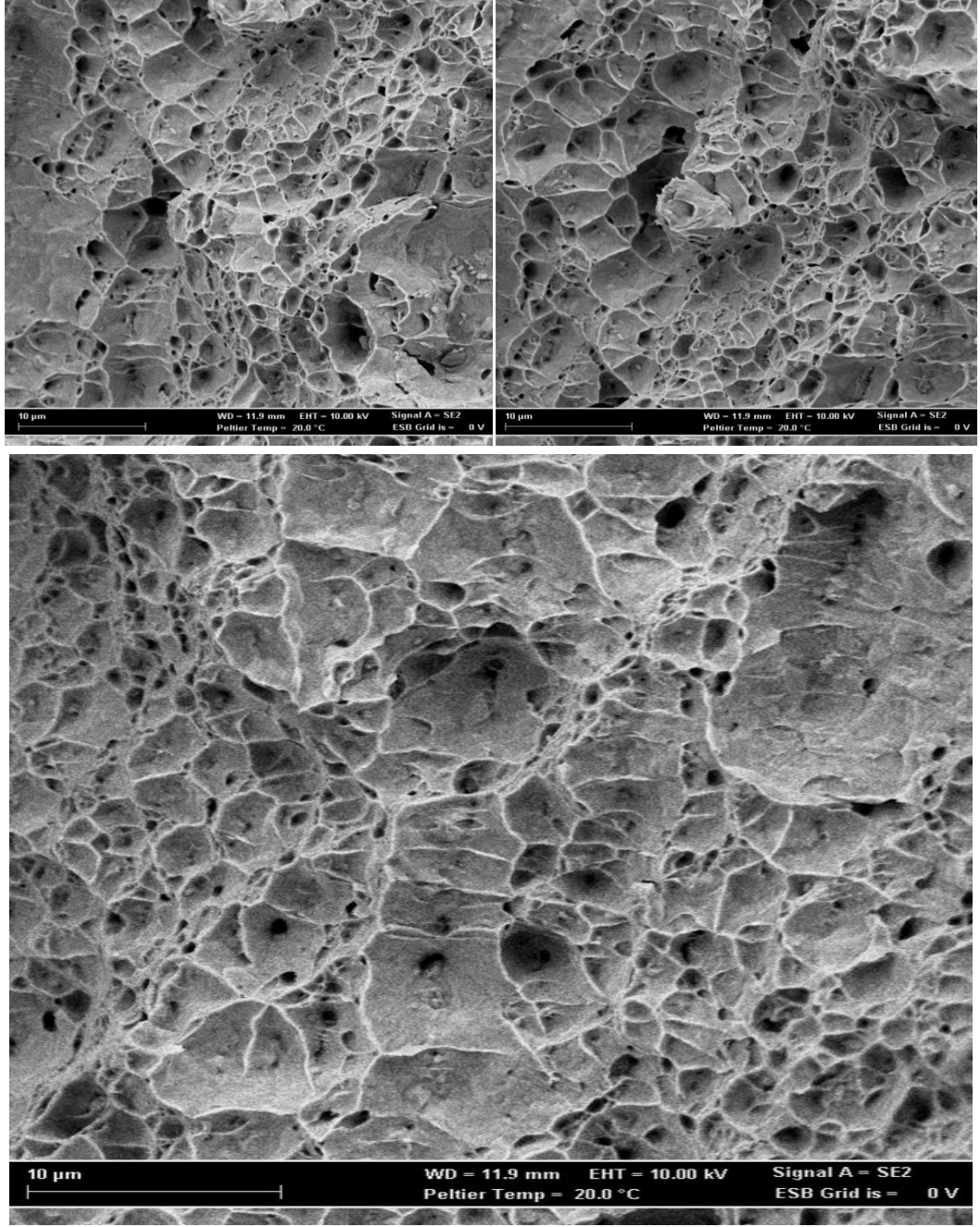
### **7.2.2. TRIP800/DP600 Bağlantısının Kırık Yüzey SEM Görüntüleri (UR - R)**

Kaynaklı bağlantıların 500x büyütme SEM fotoğrafları Şekil 7.13'de verilmiştir.



Şekil 7.15. TRIP800/DP600 bağlantısının 500x SEM görüntüleri.

Parçaların kopma bölgelerinin DP600 esas metal tarafında olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların 5000x büyütme SEM fotoğrafları Şekil 7.16'da verilmiştir.



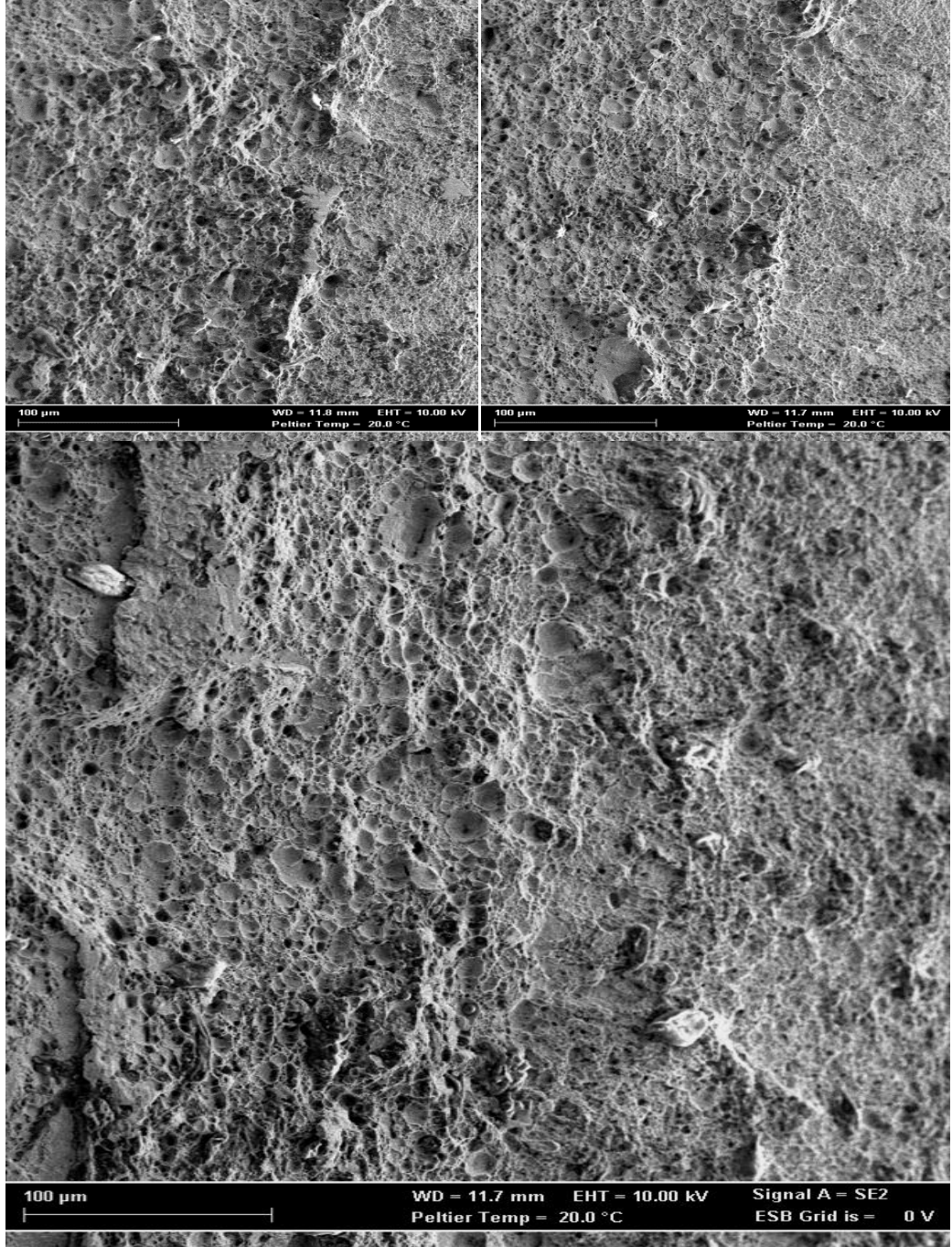
Şekil 7.16. TRIP800/DP600 bağlantısının 5000x SEM görüntüleri.

Şekil 7.16'de verilen SEM görüntülerine göre kopma bölgesinde dimple yapılarının olduğu ve kısmen sünek bir kopma olduğu tespit edilmiştir.



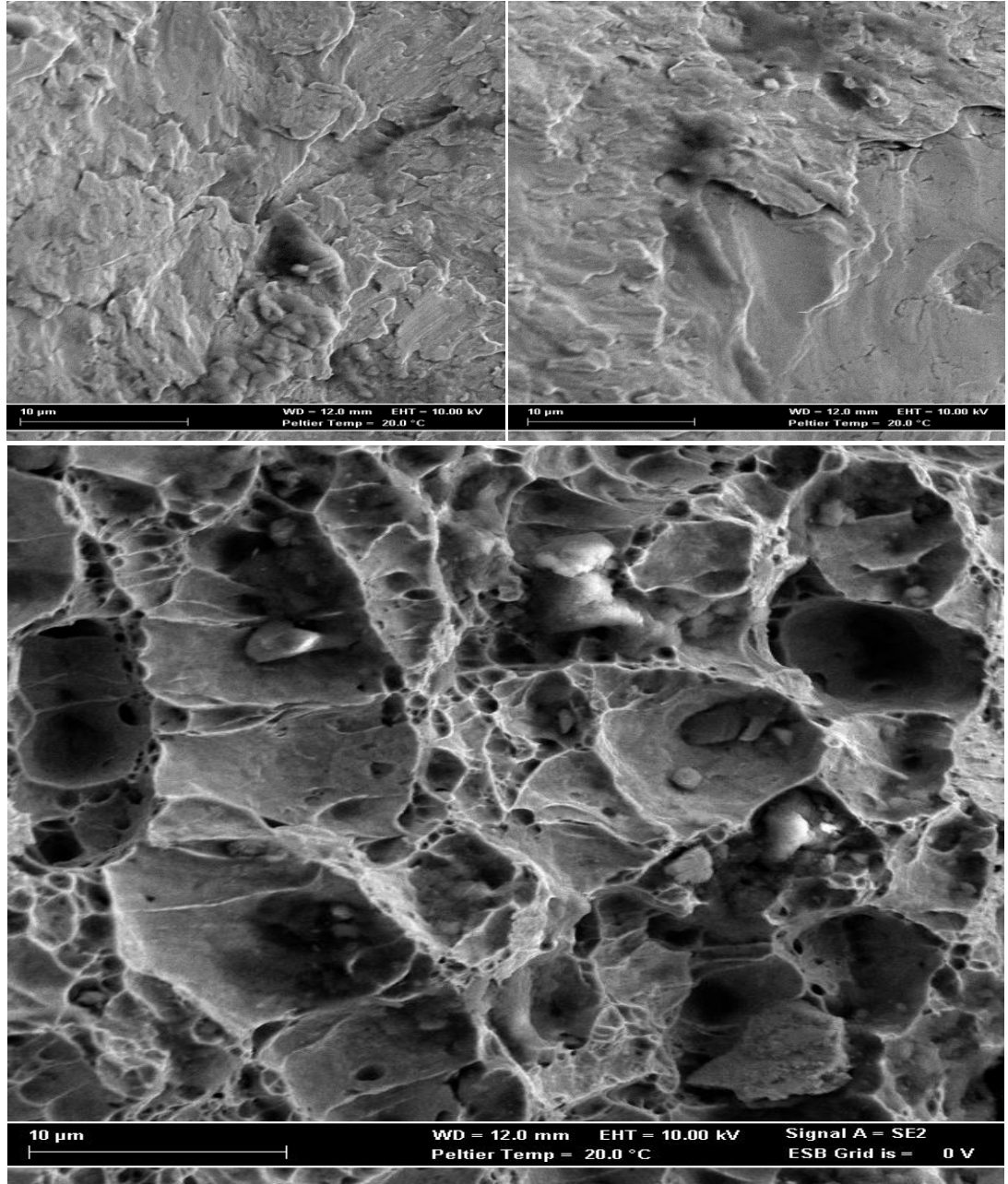
### 7.2.3. TRIP800/DP800 Bağlantısının Kırık Yüzey SEM Görüntüleri (UR - R)

Kaynaklı bağlantıların 500x büyütme SEM fotoğrafları Şekil 7.17’de verilmiştir.



Şekil 7.17. TRIP800/DP800 bağlantısının 500x SEM görüntüleri.

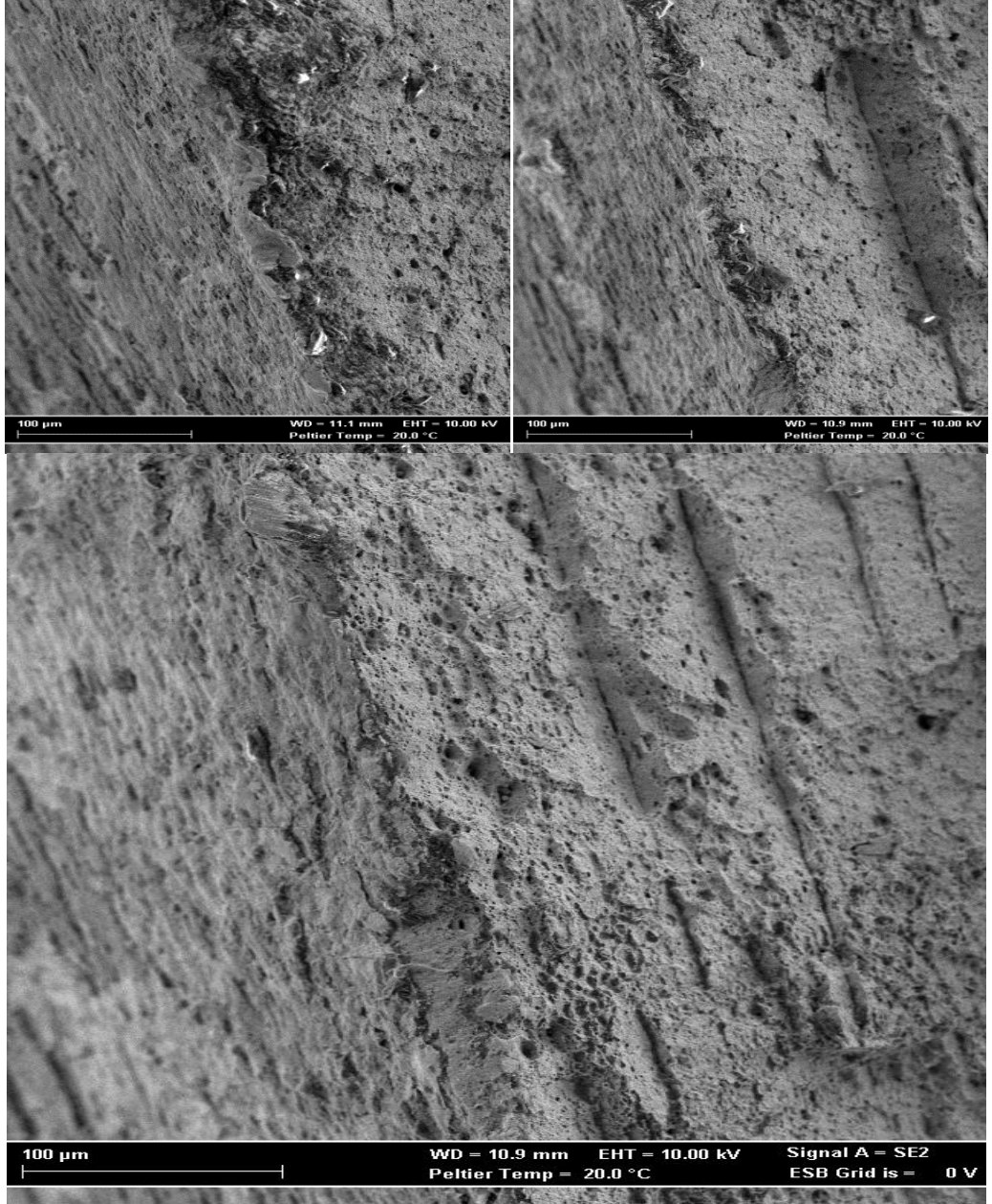
Kaynaklı bağlantıların 5000x büyütme SEM fotoğrafları Şekil 7.18’de verilmiştir.



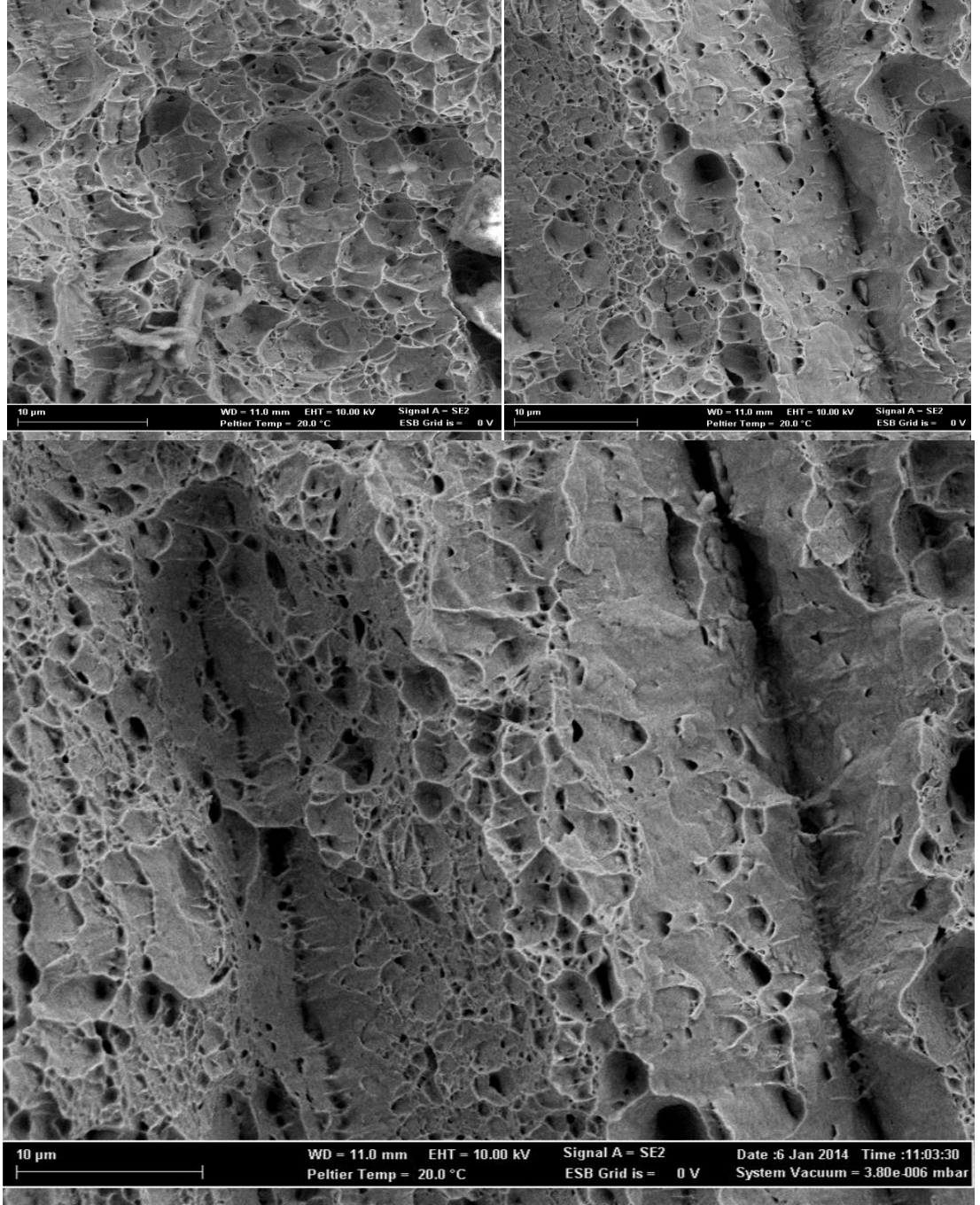
Şekil 7.18. TRIP800/DP800 bağlantısının 5000x SEM görüntüleri.

Şekil 7.18’de verilen SEM görüntülerine göre kopmanın kaynak metal bölgesinde olduğu görülmüştür. Bu bölgede kopmanın daha çok gevrek tarzda sıvama şeklinde olduğu tespit edilmiştir.

Bağlantıların bazılarının ITAB bölgesinden koptuğu görülmüştür. Bu nedenle bu bölgelerinde SEM fotoğrafları alınmıştır. Özellikle DP800 ve DP600 çeliğin ITAB bölgesi tarafında oluşan kopma fotoğrafları Şekil 7.19’te verilmiştir.



Şekil 7.19. TRIP800/DP800 bağlantısının ITAB bölgesindeki kırık yüzey 500x SEM görüntüleri.



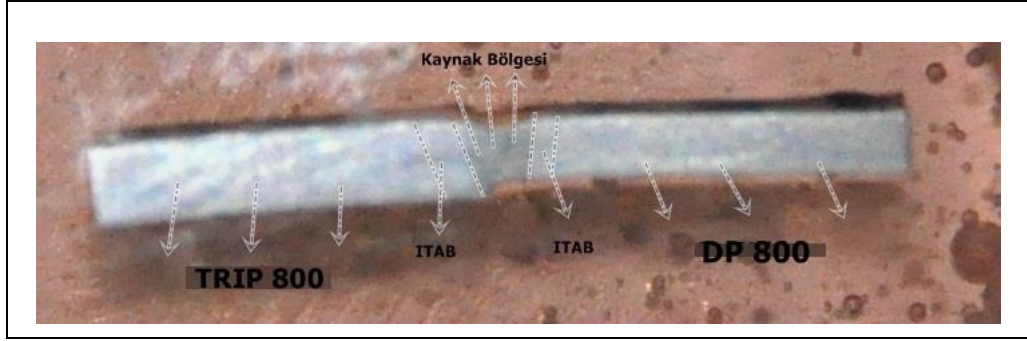
Şekil 7.20.TRIP800/DP800 bağlantısının ITAB'dan kırık yüzey 5000x SEM görüntüleri.

Şekil 7.20'de verilen SEM görüntülerine göre kopmanın ITAB bölgesinde olduğu görülmüştür. Bu bölgede kopmanın daha çok gevrek tarzda olduğu tespit edilmiştir.

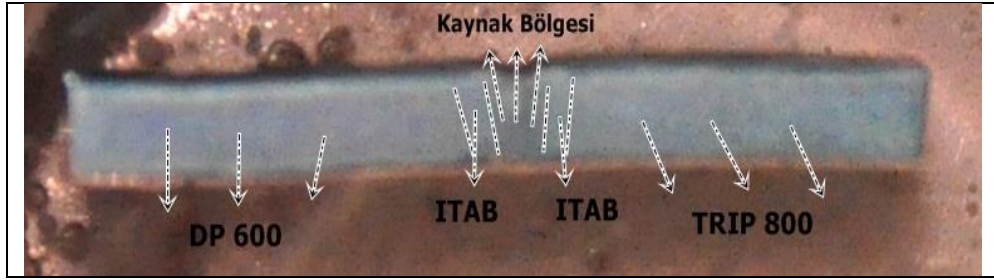


### 7.3. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi test laboratuvarlarında yapılan sertlik deneyi değerleri Şekil 7.21 ve 7.22'de verilmiştir. Kaynaklı bağlantıların yatay ekseninden 15 farklı noktadan alınan sertlik ölçümleri sırasıyla şekilde gösterilmiştir.



Şekil 7.21. TRIP800-DP800 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.

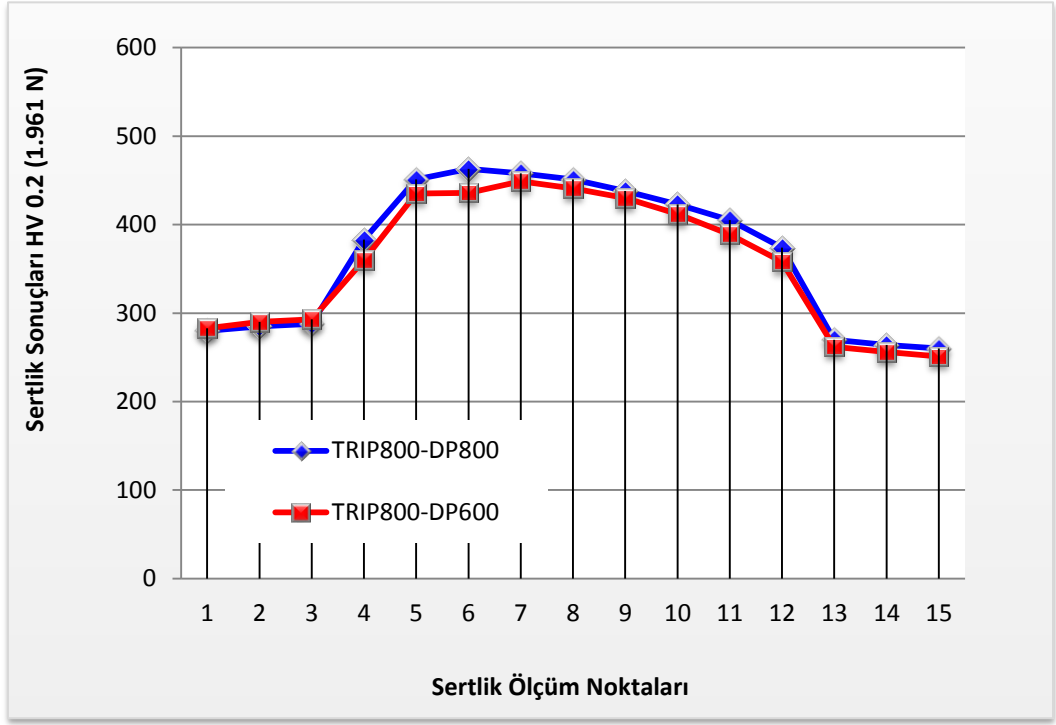


Şekil 7.22. DP600-TRIP800 sertlik ölçümlerinin alındığı noktalar.

Çizelge 7.1. Sertlik ölçüm sonuçları.

Numune adı (kodu)	Sertlik ölçüm noktaları (HV 0.2)														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
TRIP800- DP800	280	285	288	383	451	463	458	451	438	423	405	374	270	264	260
TRIP800- DP600	283	290	293	360	435	436	449	441	430	412	389	358	262	256	251





Şekil 7.23. Yatay ekseninde alınan sertlik ölçüm sonuçları.

Şekil 7.23’de, kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelerin yatay ekseninde gerçekleştirilen sertlik değerlerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde farklılık gösterdiği tespit edilmiştir. Ana malzemelere bakıldığında TRIP800 numunesi yaklaşık  $284 \pm 10$  HV, DP800 numunesi yaklaşık  $263 \pm 10$  HV iken DP600 ana malzemesi yaklaşık  $256 \pm 10$  HV olarak ölçülmüştür.

G. Shi ve S. A. Westgate [46] yaptıkları çalışmada TRIP700 çeliklerinin nokta direnç kaynak kabiliyetlerini incelemiştir. Kaynaklı bağlantıların mikrosertlik deneyi sonucunda esas metalin sertlik değeri yaklaşık  $250 \text{ HV}_1$  olduğunu rapor etmiştir. Kaynak metalinde ortalama  $600 \text{ HV}_1$  ‘e kadar sertliğin yükseldiğini bildirmiştir.

Rajashekbar S. Sharma ve Pal Molion [47] çalışmalarında 1 mm kalınlığındaki TRIP 780 alaşımının lazer kaynağını çalışmışlardır. Mikrosertlik deneyi sonucunda esas metalin  $250 \text{ HV}_{0.3}$  ve kaynak metalinin  $500 \text{ HV}_{0.3}$  olduğunu rapor etmişlerdir.

Grafikte görüldüğü gibi esas metale nazaran ITAB bölgesindeki sertlik değerlerinde artış olduğu tespit edilmiştir. En yüksek değerleri ise kaynak metalinde görülmüştür.

Kaynaklı bağlantılarda DP600 bağlantısının DP800 bağlantısına göre sertlik değerlerinin biraz daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeninin DP800 çeliğinin DP600 çeliğine oranla daha yüksek alaşım elementi içermesi ve daha yüksek mekanik özelliklere sahip olmasına bağlanabilir.

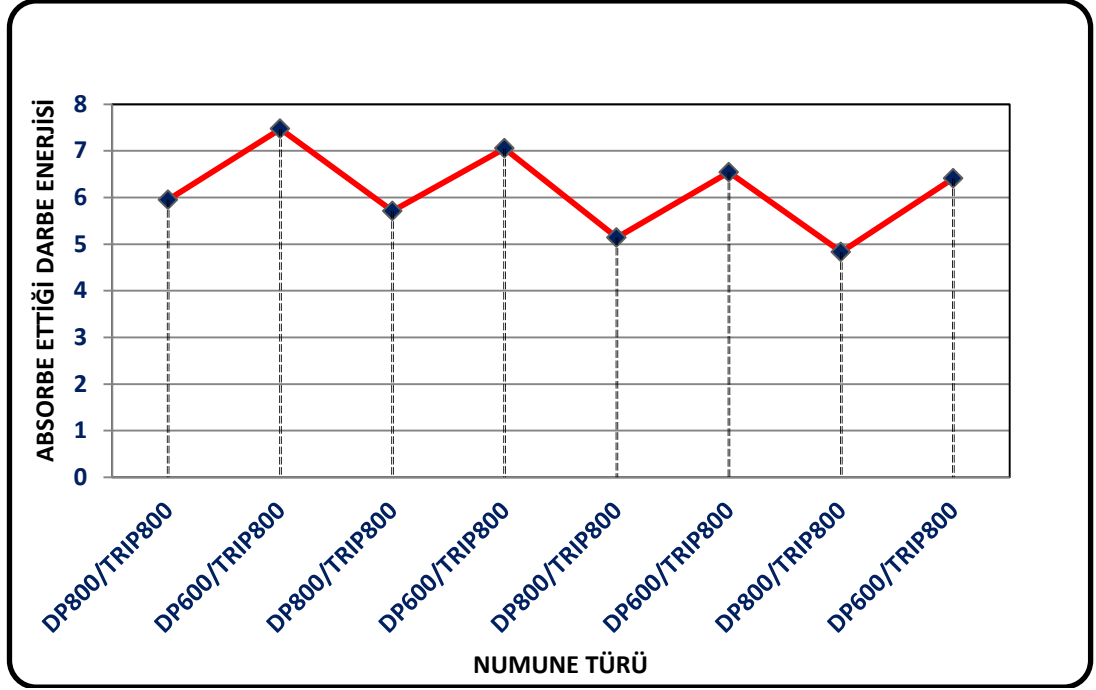
#### 7.4. ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI

Çentik darbe deneyleri, ZWICK ROELL marka çentik darbe cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Numuneler, LABO marka soğutma kabiniinde soğutulmuştur.

Çentik darbe deney çalışmasında, 25°C, 0°C, -25°C ve 50°C’de numunelere darbe deneyi uygulanmış ve sıcaklık farklılıkları sonucunda malzemelerin mekanik özelliklerinin değiştiği görülmüştür. Bu sonuçlar ana malzeme bölgesi, ITAB ve kaynak bölgelerinden TS EN ISO 148-1 standardına uygun hazırlanmış numunelerle yapılmış olup, her deneyde 3 numune kullanılmış ve çıkan sonuçların ortalaması hesaplanarak yapılmıştır. Çentik darbe deney sonuçları Çizelge 7.2’de verilmiştir.

Çizelge 7.2. Çentik darbe deney sonuçları.

No	Numune Bilgisi	Çekiç Ağırlığı kg	Yük Kapasitesi J	Numune Kalınlığı mm	Sıcaklık °C	Kırılma Enerjisi J	Darbe Mukavemeti kJ/m <sup>2</sup>
1	DP800/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	25	5,95953	496,3
2	DP600/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	25	7,47556	622,9
3	DP800/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	0	5,71056	475,9
4	DP600/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	0	7,05589	588
5	DP800/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	-25	5,14217	428,5
6	DP600/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	-25	6,54121	545,1
7	DP800/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	-50	4,8389	419,9
8	DP600/TRIP800	32,85	450,25	1,5 mm	-50	6,41798	541,6



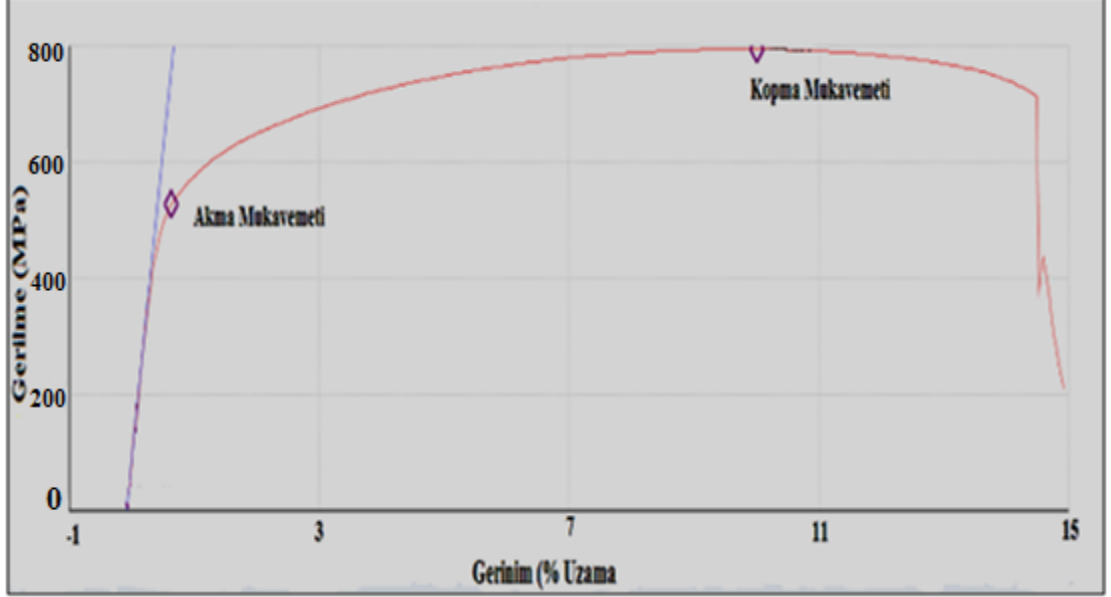
Şekil 7.24. Çentik darbe deneyi darbe mukavemeti sonuçları.



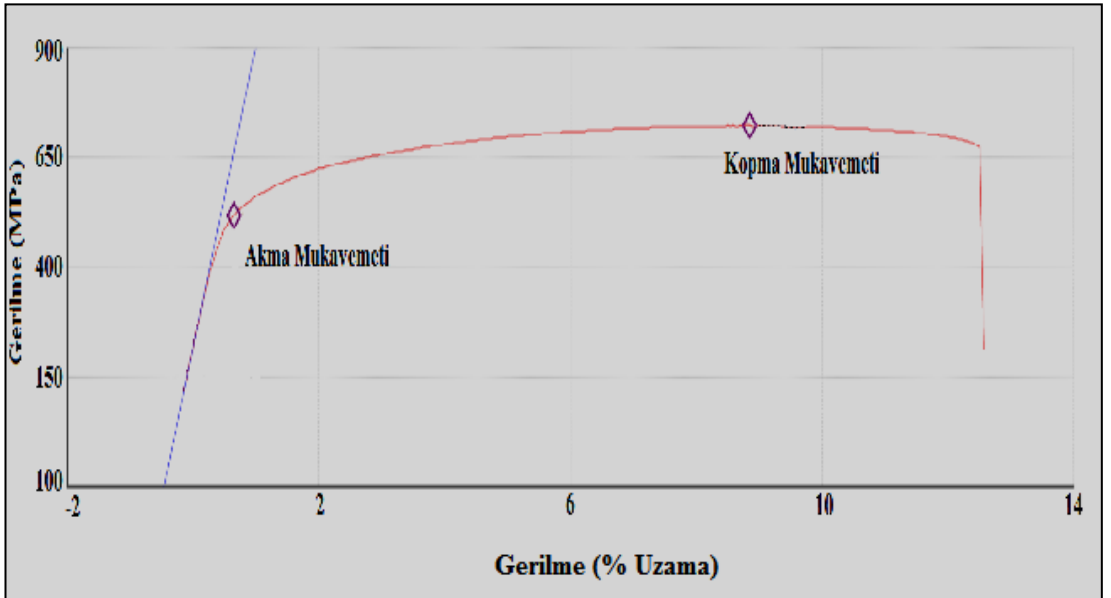
Şekil 7.25. Çentik darbe deneyi sonucu kopan numune fotoğrafı.

## 7.5. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

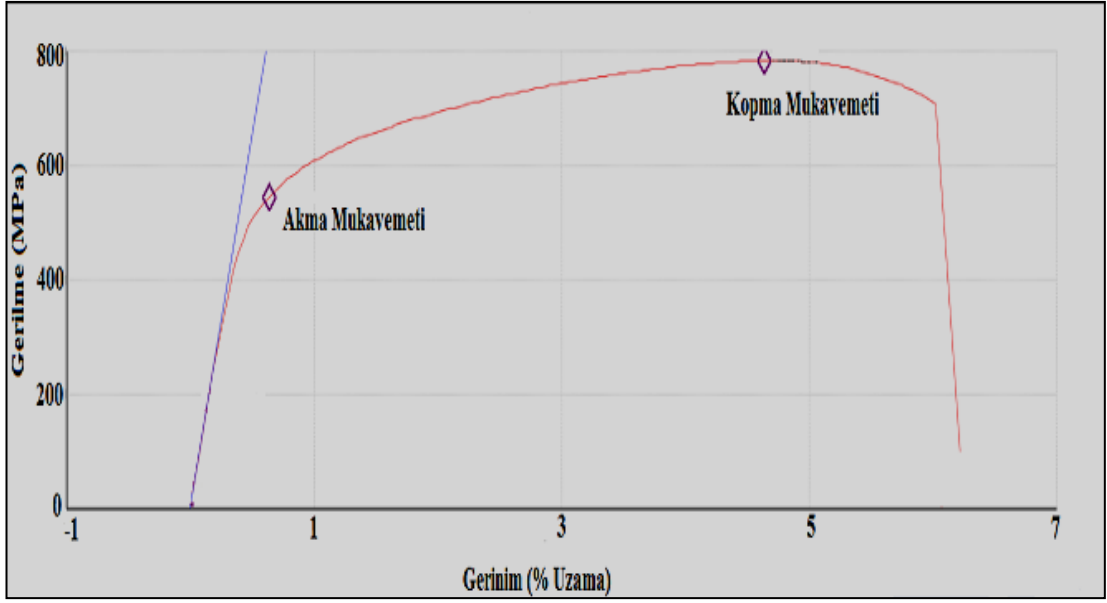
Lazer kaynağı ile birleştirilen TRIP800/DP800/DP600 çeliklerinin çekme deney sonuçları karşılaştırmalı olarak Şekil 7.26-27-28-29’da verilmiştir.



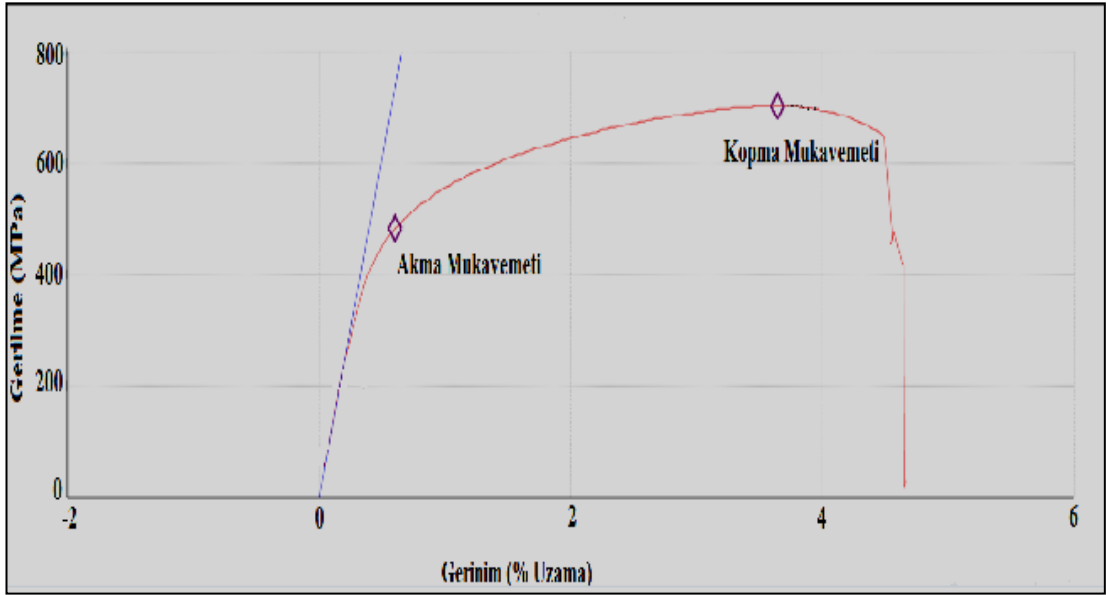
Şekil 7.26. TRIP800/DP800 (R) numunesine ait MPa gerilme - % uzama eğrisi.



Şekil 7.27. TRIP800/DP600 (R) numunesine ait MPa gerilme - % uzama eğrisi.



Şekil 7.28. TRIP800/DP600 (UR) numunesine ait MPa gerilme - % uzama eğrisi.

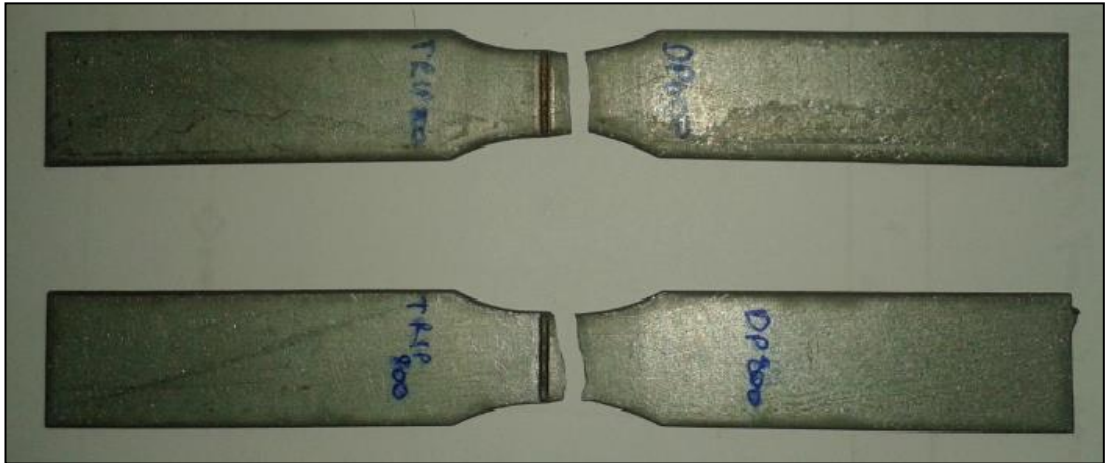


Şekil 7.29. TRIP800/DP800 (UR) numunesine ait MPa gerilme - % uzama eğrisi.

Kaynaklı bağlantıların kopma bölgelerini gösteren fotoğraflar şekil 7.28-29-30'da verilmiştir.



Şekil 7.30. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı (UR – R).



Şekil 7.31. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı (UR).



Şekil 7.32. Çekme deneyi sonucu koparılan numune fotoğrafı (R).

Kırılma bölgelerinin DP800 ve DP600 çelik tarafından olduğu tespit edilmiş, TRIP800 tarafında herhangi bir bölgede (esas metal, ITAB) ise kopma olmadığı görülmüştür. Elde edilen sonuçlar çerçevesinde kopmanın TRIP800 tarafında olmaması bu çeliğin üstün mekanik ve mikroyapı özelliklerine bağlanmıştır.

C.H. Kim ve arkadaşları [48] farklı çeliklerin lazer kaynağını çalışmışlardır. TRIP 590 çeliğinin kaynağı sonucunda çekme dayanımının 670 MPa olduğunu ve kopmanın esas metalden gerçekleştiğini rapor etmişlerdir.

Yapılan tez çalışmasında kaynak işleminin başarıya ulaştığı görülmüştür. Kaynak işleminin hatalı olmasıyla açıklanacak kaynak metalinde kopma olmamıştır.

## BÖLÜM 8

### SONUÇ VE ÖNERİLER

#### 8.1. SONUÇLAR

- a) Yapılan çalışmada çekme deneyi sonuçlarına göre; TRIP800/DP800 bağlantısının çekme dayanımı, TRIP800/DP600 bağlantısının çekme dayanımından daha yüksek olmuştur.
- b) Darbe çentik deneyi sonuçlarına göre oda koşullarındaki sıcaklıkta yapılan deneylerde TRIP800/DP800 bağlantısının darbe dayanımı, TRIP800/DP600 bağlantısının dayanımından daha düşük değerlere sahiptir.  $-50^{\circ}\text{C}$  ise dayanım değerlerinin düştüğü görülmüştür. Oda sıcaklığında TRIP800/DP800 darbe mukavemeti  $496 \text{ kJ/m}^2$  iken  $-50^{\circ}\text{C}$ ' de  $419 \text{ kJ/m}^2$  olmuştur. TRIP800/DP600 kaynağında ise  $622 \text{ kJ/m}^2$  iken  $-50^{\circ}\text{C}$ ' de  $541 \text{ kJ/m}^2$  ye düşmüştür.
- c) Çekme deneyi kırık yüzey SEM görüntülerine göre; bütün numunelerin genellikle esas metal tarafından kopan numunelerin sünek kırılma gösterdiği, kopma yüzeylerinin aynı tarzda olduğu, ağılı yapıların bulunduğu görülmektedir.
- d) ITAB ve özellikle kaynak metalinden kopan yüzeylerin gevrek tarzda ve sıvanma şeklinde kopma görüntüsü olduğu görülmüştür.
- e) Sertlik değer sonuçlarına göre; TRIP800 numunesi yaklaşık  $285 \pm 10 \text{ HV}$ , DP800 numunesi yaklaşık  $263 \pm 10 \text{ HV}$  iken DP600 ana malzemesi yaklaşık  $250 \pm 10 \text{ HV}$  olarak ölçülmüştür. Kaynak metalinde ise sertlik değerlerinin yaklaşık  $450 \pm 10 \text{ HV}$ 'ye kadar arttığı tespit edilmiştir.



## KAYNAKLAR

1. Airod, A., Petrov, R., Colas, R. and Haubaert, Y., “Analysis of the TRIP effect by means of axisymmetric compressive tests on a Si-Mn bearing steel”, *ISIJ. Int.*, 44 (1): 179-186 (2004).
2. Gerberich, W. W. , Hemmings, P. L. , Merz, M. D. and Zackay, F. V., “Preliminary toughness result on TRIP steel” *ASM. Trans. Quart.*, 161: 843-847 (1968).
3. Thibaud, S., Boudeau, N. and Gelin, C. J., “TRIP Steel: plastic behavior modeling and influence on functional behavior”, *Journal of Materials Processing Technology*, 177: 433-438 (2006).
4. Berrahmoune, M. R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A. and Patoor, E., “Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel” *Materials Science &Engineering A*, 378: 304-307 (2004).
5. McEvelly, A. J., Bush, R. H., Shaller, F. W. and Schmatz, D. J., “Formation of alloy carbides during ausforming”, *ASM Trans. Quart*, 56 (3): 757-767 (1963).
6. Thomas, G., Schmatz, D. and Gerberich, W. W., “Proc. 2nd Berkeley Int. Materials Conf. on High-Strength Materials, V. F. Zackay, Ed.”, *John Wiley & Sons, Inc.*, NY US, 97-251 (1965).
7. Hayat, F., “TRIP çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 25 (4): 701-712 (2010).
8. Zackay, F. V., Parker, R. E., Fahr D. and Bush R., “The Enhancement of Ductility in High Strength Steels”, *The Metallurgical Evolution of Stainless Steels*, *ASM and The Metal Secret*, 95: 62-63(1979).
9. Bressanelli, J. P. and Moskowitz, A., “Effect of strain rate temperature and composition on tensile properties of metastable austenitic stainless steel”, *Trans. of the ASM*, 59: 223-299 (1966).
10. Zrník, J., Stejskal, O., Nový, Z., Hornák, P. and Fújda, M., “Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si-Mn bulk steel”, *Materials Science&Engineering A*, 462: 253-258 (2007).

11. Hojo, T., Sugimoto, K., Mukai, Y. and Ikeda, S., "Effects of aluminum on delayed fracture properties of ultra high strength low-alloy TRIP-aided steels", *ISIJ. Int.*, 48 (6): 824-829 (2008).
12. Zrník, J., Stejkal, O., Nový, Z., Hornák, P. and Fujda, M., "Iron and Steel" **40 Supplement**, 587-893 (2005).
13. Jimenez, J. A., Carsi, M., Ruano, O. A. and Frommeyer, G., "Effect of testing temperature and strain rate on the transformation behavior of retained austenite in low-alloyed multiphase steel", *Materials Science and Engineering A*, 1 (2): 195-199 (2009).
14. Matsumura, O., Sakuma, Y., Ishii, Y. and Zhao, J., "Effect of retained austenite on formability of high strength sheet steels", *ISIJ. Int.*, 32 (10): 1110-1116 (1992).
15. Zrník, J., Muránský, O., Stejkal, O., Lukáš, P. and Hornák, P., "Effect of processing conditions on structure development and mechanical response of Si-Mn TRIP steel", *Materials Science & Engineering A*, 483-484: 71-75 (2008).
16. Dan, W. J., Li, S. H., Zhang, W. G. and Lin, Z. Q., "The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel" *Materials and Design*, 29 (3): 604-612 (2008).
17. Saito, K., Ikeda, S., Maki, K., Akamizu, H. and Tomita, Y., "Strain-rate and temperature dependent plastic deformation behavior of low carbon TRIP steel" *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A*, 71 (3): 465-471 (2005).
18. Choi, J. D., Bruce, D. M., Kim, S. J., Lee, C. G., Park, S. H., Matlock, D. K. and Speer, J. G., "Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates" *ISIJ Int.*, 42 (12): 1483-1489 (2002).
19. Vuoristo, T., Kuokkalo, V. T., Apostol, M. and Peura, P., "Deformation and work hardening of cold-formed high strength steel at high rates of strain", *Journal of Materials Processing Technology*, 1: 471-480 (2004).
20. Muránský, O., Zrník, J., Lukáš, P., Jencus, P. and Nový, Z., "Acta metal", *ICRS7*, Beijing, China, 10: 228-234 (2004).
21. Arıkan, M. ve Başman, G., "Otomotiv endüstrisi için yeni çelik ürünler ve özellikleri", Bildiriler Kitabı, *TMMOB Metalurji Müh. Odası 1. Demir-Çelik Sempozyumu*, Zonguldak, 1:E-2001/271-1 (2001).
22. Honeycombe, R. W. K., "Steels microstructure and properties", *Metallurgy and Materials Science Series*, UK, 1: 220-229 (1981).

23. Sevim, İ. and Hayat, F., "The effect of welding parameters on fracture toughness of resistance spot-welded galvanized DP600 automotive steel sheets", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 9 (12): 1043-1050 (2009).
24. Hayat, F., "A comparison of adhesive bonding, resistance spot welding and adhesive weld bonding properties of the coated-uncoated DP 600 steel" *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18 (9): 70-78 (2011).
25. Speich, G. R., "Dual-phase steels", Heat Treating, 5th Ed , *ASM Handbook*, 424-429 (1997).
26. Hayat, F., Demir B. and Acarer M., "Tensile shear stress and microstructure of low-carbon dual-phase Mn-Ni steels after spot resistance welding" *Metal Science and Heat Treatment*, 49: 9 ,10 (2007).
27. Bilge DEMİR, "An investigation on the production of dual-phase steel from AISI 4140 and its impact strength at different martensite volume fractions" *Metallotizika I Noveishie Tekhnologi*, 29, (9): 1159-1166, (2007).
28. Demir B., Erdogan M., The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual phase steels, *Journal Of Materials Processing Technology*, 208, (1-3): 75-84, (2008).
29. Hayat F., Acarer M., **Demir B.**, Kaçar M., "Çift-Fazlı çeliklerin nokta direnç kaynağında martenzit hacim oranı ve kaynak zamanının kaynak kabiliyeti üzerine etkisi", 7. *Uluslararası Kırılma Konferansı*, 19-21 Ekim 2005 Kocaeli, 553-560 (2005).
30. Çimenoğlu, H., Kayalı E. S. and Dikeç F., "The occurrence of yield point after steel relaxation in a plain carbon dual-phase steel", *Scripta. Met.*, 25: 3011-3021 (1985).
31. Rao, B. V. N. and Rashid, M. S., "Direct observation of deformation-induced retained austenite transformation in a vanadium-containing dual-phase steel", *ASM Handbook*, 435-452 (1983).
32. Erdem, V. E. ve Arısoy, C. F., "Otomotiv endüstrisinde çelikten vazgeçilebilir mi?", *Metal Dünyası*, 125: 72-81 (2003).
33. Aydın, H., "Çelik saçların çift-faz ısıl işlemi sonrası mekanik ve mikroyapı özelliklerinin değişimi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-5 (2006).
34. Demir B. "Ereğli Demir Çelik Fabrikalarında sürekli tavlama hatlarında, çift-fazlı çelik üretimi" Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri enstitüsü ANKARA*, 177 (2003).
35. Speich, G. R., Demarest V. A. and Miller R. L., "Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels", *Met. Trans. A*, 12: 1418-1428 (1981).

36. Davies, R. G., “The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual-phase steel”, *Met. Trans A*, 18: 41-52 (1978).
37. Ulu, S., “Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ve temperlenmiş yapı çeliklerinin mekanik özellikleri ile kırılma tokluğuna ferrit morfolojisinin ve hacim oranının etkisi”, Doktora Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyonkarahisar, 54-61 (2009).
38. Pradhan, R., “Continuous Annealing of The Steel, 5th Ed.”, *ASM Handbook*, 56-66 (1997).
39. Ulu, S., “Çift-fazlı çelikler”, Teknik Not, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 6 (3): 100-108 (2005).
40. Vural, M., Piroğlu, F. ve Çağlayan, B. Ö., “Yapı çeliklerinin kaynaklanabilirliği”, *TMH - Türkiye Mühendislik Haberleri*, 426: 5-47 (2003).
41. Ada, H., “Petrol ve doğalgaz boru hatları için üretilen boruların tozaltı ve spiral kaynak yöntemiyle kaynaklanabilirliği ve mekanik özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 55-78 (2006).
42. Tuncer, E., “Aşınmaya dayanıklı çelikler ile genel yapı çeliğinin kaynağında birleşme özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 6-11 (2006).
43. Kendirci, M. F., “İnce taneli yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde kaynaklı bölgelerin ısıtılma işlemi mekanik ve mikroyapı özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 42-45 (2008).
44. Karaaslan, A., Yumurtacı, S., Sönmez, N., “Lazer ışını ile birleştirilmiş farklı malzemelerin kaynak dikişlerinde sertlik değişimleri”, *II Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Sempozyumu*, Manisa, 54-59, (2001).
45. Beersiek, J., “On-line Monitoring of Keyhole Instabilities During Laser Beam Welding, 1st ed.”, *Prometec GmbH*, Aerchan, 78-99 (1999).
46. Limmaneevichitr C., Kou S. Visualization of Marangoni Convection in Simulated Weld Pool, *Welding Journal* 79, s 231 (2002).
47. Kuhn K. J. United States of America:Printice-Hall Inc.Laser Engineering 58, s 71 (1988).

48. Shi G. and Westgate S. A., “Techniques for improving the weldability of TRIP steel using resistance spot welding”, *1st International Conference Super-High Strength Steels*, Rome, Italy, (2005).
49. Rajashekbar S. S. and Pal M., “YAG laser welding of TRIP780 steel with dual-phase and mild steels for use in tailor welded blanks”, *Materials and Design*, 30: 4146-4155 (2009).
50. Kim C. H., Choi J. K., Kang M. J. and Park Y. D., “ A study on the CO<sub>2</sub> laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automotive application”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 39(1): 80-85 (2010).

## **ÖZGEÇMİŞ**

Cem Kadir OVALI 1986 yılında Aydın'da doğdu. İlköğrenimine Aydın Zafer İlköğretim okulunda başladı ve Karaağaç ilköğretim okulunda tamamladı.Lise eğitimini;3 yıl Karabük Halit Narin Endüstri lisesinde tamamladı.2006-2011 yılları arasında Karabük Üniversitesi Metal Öğretmenliği bölümünde lisans eğitimini tamamladı.

2011 yılında Karabük Gençlik Hizmetleri ve Spor İl Müdürlüğünde işe başladı. Halen daha Karabük Gençlik Hizmetleri ve Spor İl Müdürlüğünde çalışmaktadır.2011 yılında Karabük Üniversitesi'nde Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde yüksek lisans eğitimine başladı.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Yüzüncü Yıl Mahallesi 1057 Sk. Birlik Sitesi C Blok Daire :1  
Merkez / KARABÜK  
Tel : (536) 820 65 77  
E-posta : cemkadirovali@hotmail.com